

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
SETOR DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA - PIPE

**LIGAS INOXIDÁVEIS RESISTENTES À CAVITAÇÃO DEPOSITADAS POR
PLASMA – PTA - ARAME**

CRISTHIAN RAMOS WILL

CURITIBA
2008

CRISTHIAN RAMOS WILL

**LIGAS INOXIDÁVEIS RESISTENTES À CAVITAÇÃO DEPOSITADAS POR
PLASMA – PTA - ARAME**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre. Área de concentração: Engenharia e Ciências dos Materiais, Programa de Pós-graduação em Engenharia – PIPE. Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná.

Prof. RAMÓN S. CORTÉS PAREDES, Dr. Ing. - Orientador

CURITIBA

2008

**LIGAS INOXIDÁVEIS RESISTENTES À CAVITAÇÃO DEPOSITADAS POR
PLASMA – PTA - ARAME**

CRISTHIAN RAMOS WILL

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS

E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA - PIPE

Presidente: Prof. RAMÓN S. CORTÉS PAREDES, Dr. Ing. – Orientador, UFPR

Membro: Prof. AUGUSTO JOSE DE ALMEIDA BUSCHINELLI, Dr. Ing.- UFSC

Membro: Prof.^a ANA SOFIA CLÍMACO MONTEIRO DE OLIVEIRA, PhD. - UFPR

CURITIBA, 12 de Maio de 2008

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Dr. Eng. Ramón S. Cortés Paredes, pela orientação e apoio.

Aos mestres e amigos André Capra e Anderson Pukasiewicz, que foram indispensáveis para realização deste trabalho.

Aos amigos Evandro Calizario, Allan Apter e Joceli Chandelier, pela ajuda na preparação dos experimentos e ensaios metalográficos.

Ao Lactec, em especial ao gerente da divisão de sistemas mecânicos, Luis Procopiak, pelo apoio financeiro e por ter fornecido toda a infra-estrutura necessária à realização deste trabalho.

Ao Francisco da Durum, pelo fornecimento do arame Durcavit e pelo apoio técnico.

A Eutetic-Castolin, pelo fornecimento do arame Cavitec.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR, pelo apoio na realização dos ensaios e análises dos experimentos.

À minha esposa Doriani, meu filho Leonardo e meus pais Aldo e Edna, pela compreensão, amor e dedicação, que me deram condições de chegar até aqui.

Aos demais familiares e amigos, que sempre me incentivaram e torceram por mim.

RESUMO

Neste trabalho foram desenvolvidos procedimentos de soldagem pelo processo plasma pulsado e posterior tratamento de refusão, para uma liga inoxidável ao cobalto em desenvolvimento e as ligas comerciais Cavitec e Cavitalloy.

Esta pesquisa justifica-se pelo fato de que a erosão por cavitação afeta diretamente a geração de energia elétrica, já que a recuperação é demorada e de elevado custo. Além disso, a indisponibilidade do sistema gerador pelo período da recuperação também é um sério problema. Sendo assim, é constante a busca pelo desenvolvimento de ligas e processos de deposição que aumentem o intervalo entre as paradas de manutenção.

O objetivo deste trabalho é desenvolver procedimentos de soldagem e tratamento de refusão de uma liga em desenvolvimento para obter uma maior resistência à cavitação quando comparada às ligas comerciais Cavitec e Cavitalloy, oferecendo assim uma alternativa de fabricação nacional, além de contribuir no desenvolvimento de procedimentos de soldagem plasma para as ligas comerciais.

Todos os corpos de prova foram previamente revestidos (“amanteigados”) com o eletrodo AWS 5.9 ER309LSi antes de receber o revestimento experimental e as ligas Cavitec e Cavitalloy, com posterior refusão com o mesmo processo plasma.

Para a qualificação dos revestimentos empregou-se análise metalográfica, análise de microdureza, ensaio de difração de raios-X e ensaio de cavitação.

A liga comercial Cavitec obteve maior resistência à cavitação tanto no estado soldado como no refundido, ficando a liga experimental Durcavit numa posição intermediária entre as três ligas, mas com potencialidade na confecção de revestimentos de boa resistência à cavitação.

O tratamento de refusão superficial não gerou refino de grão nas condições ensaiadas, mas contribuiu no aumento do período de incubação e diminuição da taxa de perda de massa das ligas Cavitec e Cavitalloy.

Palavras-chave: Cavitação, plasma PTA, aço inoxidável, refusão, turbinas hidráulicas.

ABSTRACT

In this work, welding procedures were developed using the pulsed plasma process and refusion after-treatment, for a cobalt stainless alloy in development and the commercial alloys called Cavitec and Cavitalloy.

This research is self-explained as the cavitation erosion affects directly the electric energy generation, as the recuperation is slow with high costs. Beyond that, the unavailability of the generation system in the recuperation period is a serious problem. So, its constant search for the development of alloys and deposition process which increases the break between maintenance stops.

The main target of this job was the development of welding procedures and refusion treatment of an alloy in development, to obtain higher cavitation resistance when compared to the commercial alloys Cavitec and Cavitalloy, offering a national choice of manufacture, beyond the fact of developing plasma welding procedures for commercial alloys.

All the samples were previously coated ("buttered") with the AWS 5.9 ER309LSi before receiving the experimental coat and the Cavitec and Cavitalloy alloys, with after refusion with the same plasma process.

To qualify the coatings, were used metallographic analysis, microhardness analysis, X-ray and cavitation attempts.

Cavitec alloy has the best cavitation resistance either welded or remelted and the Durcavit experimental alloy in intermediate position among the alloys, but with a great potential to develop coatings with good cavitation resistance.

The remelted treatment did not refine the grain diameter, but in Cavitec and Cavitalloy, this technique increases the cavitation resistance.

Keywords: Cavitation, Plasma PTA, Stainless Steel, Refusion, Hydraulic turbines.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
1.1	DESCRIÇÃO DO PROBLEMA	12
1.2	OBJETIVOS E CONTRIBUIÇÕES	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1	EROSÃO POR CAVITAÇÃO	15
2.2	MATERIAIS RESISTENTES À CAVITAÇÃO	18
2.3	SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.....	25
2.3.1	ESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA.....	29
2.4	PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA	33
2.5	PROCESSO DE REFUSÃO SUPERFICIAL	36
2.6	CARACTERÍSTICAS DOS PRINCIPAIS PROCESSOS DE REFUSÃO	38
2.6.1	REFUSÃO POR TIG	38
2.6.2	REFUSÃO POR PLASMA.....	38
2.6.3	REFUSÃO A LASER	39
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
3.1	METODOLOGIA EXPERIMENTAL	40
3.2	MATERIAIS	41
3.3	EQUIPAMENTOS	42
3.4	GASES	42
3.5	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	43
3.6	CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS.....	45
3.6.1	MICROSCOPIA E ANÁLISE METALOGRÁFICA	45
3.6.2	DIFRAÇÃO DE RAIOS – X	45
3.6.3	MEDIÇÃO DE DUREZA	45
3.6.4	ENSAIO DE CAVITAÇÃO.....	45
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	47
4.1	ASPECTO DOS REVESTIMENTOS SOLDADOS	47
4.2	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	49
4.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	56
4.4	MICRODUREZA DAS AMOSTRAS	57
4.5	ENSAIO DE CAVITAÇÃO.....	58
5	CONCLUSÃO.....	72

5.1	QUANTO À SOLDABILIDADE DAS LIGAS ESTUDADAS.....	72
5.2	QUANTO À RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DAS LIGAS ESTUDADAS.....	72
5.3	RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	73
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	74

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Matriz Elétrica Brasileira- situação Janeiro 2007 [6].	12
Figura 2- Modelo Característico do processo de formação e colapso de uma bolha, onde (a) colapso produzindo uma onda de choque e (b) colapso produzindo um microjato. Adaptado de [12].	15
Figura 3- Curvas características da evolução da perda de massa e parâmetros para representação da taxa de erosão cumulativa (a) e taxa erosiva instantânea, em materiais sujeitos à cavitação (b), adaptado de [10].	17
Figura 4 - Aspecto de regiões cavitadas em pás de turbinas tipo Francis [7].	18
Figura 5 - Resistência à cavitação das ligas estudadas por PAREDES et al [19].	23
Figura 6 - Perda de massa acumulada das ligas estudadas por PAREDES et al [21].	23
Figura 7 - Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni com 18% de cromo, válido para teor de carbono inferior a 0,03%. [18,22]	26
Figura 8 - (a) Cinética de precipitação de carboneto $M_{22}C_6$ em um aço tipo AISI 304, contendo 0,05% de carbono, previamente temperado de 1250°C, (b) relação entre a precipitação de $M_{22}C_6$ e corrosão intergranular do mesmo material. [22]	28
Figura 9 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70%. [22]	29
Figura 10 - Exemplos de morfologias da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos. [22].	30
Figura 11 - Diagramas de Schaeffler (a), De Long (b), Hull (c), WRC 1992 (d) [25].	32
Figura 12 – Esquema da tocha Plasma.	34
Figura 13 – (a) Esquema do arco piloto e do arco transferido e (b) alimentação de arame na pistola plasma.	35
Figura 14 - Bancada de soldagem.	42
Figura 15 – Esquema de montagem do dispositivo de ensaio de cavitação [36].	46
Figura 16 – Aspecto do revestimento Cavitec.	47
Figura 17 – Aspecto do revestimento Cavitalloy, com uma região já refundida em destaque.	48
Figura 18 – Aspecto do revestimento Durcavit. Em (a) visualiza-se a homogeneidade dos cordões; em (b) observa-se a presença de respingos.	48
Figura 19 – Microestrutura da liga Cavitec soldada. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.	49
Figura 20 – Microestrutura da liga Cavitalloy soldada. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.	49

Figura 21 – Microestrutura da liga Durcavit soldada. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.....	50
Figura 22 – Diagrama de Schaeffler para as três ligas testadas.....	51
Figura 23 – Diagrama de Hull para as três ligas estudadas.....	51
Figura 24 – Diagrama WRC1992, modificado por Kotecki, para as três ligas estudadas.....	52
Figura 25 – Microestrutura da liga Cavitec refundida. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.....	53
Figura 26 – Microestrutura da liga Cavitalloy refundida. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.....	54
Figura 27 – Microestrutura da liga Durcavit refundida. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.....	54
Figura 28 – Macrografia utilizada na medição da zona refundida.	55
Figura 29 – Difratoograma da liga Cavitec no estado como soldado.....	56
Figura 30 – Difratoograma da liga Cavitalloy no estado como soldado.	56
Figura 31 – Difratoograma da liga Durcavit no estado como soldado.....	57
Figura 32 – Perfis de dureza das amostras como soldadas.....	57
Figura 33 – Perfis de dureza das amostras refundidas.....	58
Figura 34 - Resistência à cavitação das ligas estudadas na condição soldada.	59
Figura 35 - Resistência à cavitação das ligas estudadas na condição refundida.	61
Figura 36 – Difratoogramas das amostras soldadas e refundidas após 42 horas de ensaio de cavitação.....	62
Figura 37 - Aspecto da liga Cavitec como soldada após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.(a) aumento de 400x e (b) aumento de 2000x, destacando as linhas de transformação de fase.....	64
Figura 38 - Aspecto da liga Cavitalloy como soldada 10 horas de ensaio de cavitação acelerada. (a) aspecto geral da superfície da amostra. (b) Ampliação da região central (100x). (c) Ampliação da região mais escura (2000x). (c) Ampliação da região mais clara (2000x).	65
Figura 39 - Aspecto da liga Durcavit após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.....	66
Figura 40 - Aspecto das amostras testadas após 42 horas de ensaio de cavitação acelerada. ..	67
Figura 41- Aspecto da amostra Cavitec refundida após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.....	68
Figura 42- Aspecto da amostra Cavitalloy refundida após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.....	69

Figura 43- Aspecto da amostra Durcavit refundida após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.....	70
Figura 44 - Aspecto das amostras testadas após 42 horas de ensaio de cavitação acelerada. ..	71

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 – Resultados encontrados por PAREDES et al [21].	24
Tabela 2 – Efeitos dos elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos [23].	28
Tabela 3 – Relações de Cr e Ni equivalentes para aços inoxidáveis [25].	31
Tabela 4 - Composições químicas das ligas analisadas.	41
Tabela 5 - Composição química da liga de amanteigamento.	42
Tabela 6 – Variáveis da deposição do amanteigamento.	43
Tabela 7 – Variáveis utilizadas para a liga Cavitec.	43
Tabela 8 – Variáveis utilizadas para a liga Cavitalloy.	44
Tabela 9 – Variáveis utilizadas para a liga Durcavit.	44
Tabela 10 – Variáveis utilizadas na refusão dos revestimentos.	44
Tabela 11 - Tamanho de grão médio das amostras soldadas.	50
Tabela 12– Valores de Cr e Ni equivalentes.	53
Tabela 13 - Tamanho de grão médio das amostras refundidas.	54
Tabela 14 - Tempo de incubação e taxa de erosão das ligas soldadas testadas.	58
Tabela 15 – Energia de falha de empilhamento para as ligas estudadas.	60
Tabela 16 – Temperatura M_d para as ligas estudadas.	60
Tabela 17 - Tempo de incubação e taxa de erosão das ligas refundidas testadas.	60
Tabela 18 – Volume das fases presentes nas amostras após 42 horas de ensaio de cavitação.	63
Tabela 19 – Composição química das regiões mais claras e mais escuras da amostra Cavitalloy ref obtida por EDX.	69

1 INTRODUÇÃO

A erosão por cavitação é causa de enormes prejuízos para as empresas geradoras de energia elétrica, pois compromete o funcionamento de turbinas hidráulicas e leva a constantes paradas para recuperação das regiões cavitadas. Desta forma, quanto mais rápido e qualificado for o processo de recuperação das áreas erodidas e mais resistente à cavitação for a liga utilizada, maior será o período disponível das turbinas para geração de energia.

O estado da arte atual conduziu a ligas austeníticas ligadas ao Co, que apresentam mecanismo de resistência à cavitação baseado no endurecimento superficial, associado às transformações de fase $\gamma \rightarrow \alpha'$ e/ou $\gamma \rightarrow \varepsilon$ geradas por deformações oriundas dos colapsos das bolhas e/ou microjatos contra a superfície.

A superior resistência à fadiga destas ligas é indicada [1, 2] como o principal mecanismo que origina uma baixa remoção de material durante a cavitação. A remoção de material inicia nas bandas de deslizamento e contornos de grão, desenvolvendo-se um estado avançado de erosão nestas regiões por fadiga. A conduta à deformação e fratura, típica de ligas com baixa energia de falha de empilhamento, tem como resultado uma elevada taxa de encruamento que acarreta grande período de incubação e baixa taxa erosiva.

Muitos estudos foram realizados [3, 4, 5] para desenvolver e otimizar materiais e procedimentos de recuperação com o intuito de minimizar o problema. Em relação à soldagem, que é o processo comumente utilizado na recuperação de regiões cavitadas, um dos focos se concentra na seleção do processo e otimização dos procedimentos de soldagem para uma melhor produtividade e qualidade dos depósitos com o menor custo possível. Outro foco diz respeito às características metalúrgicas do depósito, onde se busca analisar a microestrutura e relacioná-la com sua resistência à cavitação.

Paralelamente a isso, o desenvolvimento e otimização de ligas que apresentem melhores resultados quanto à cavitação se faz necessário para aumentar o intervalo entre operações de manutenção nos equipamentos suscetíveis a este problema.

1.1 DESCRIÇÃO DO PROBLEMA

O Brasil detém um dos maiores potenciais hidrelétricos do mundo, sendo que, atualmente, sua matriz energética é composta, predominantemente, por esta fonte, ficando o restante distribuído entre as outras fontes de geração, conforme podemos observar na Figura 1.

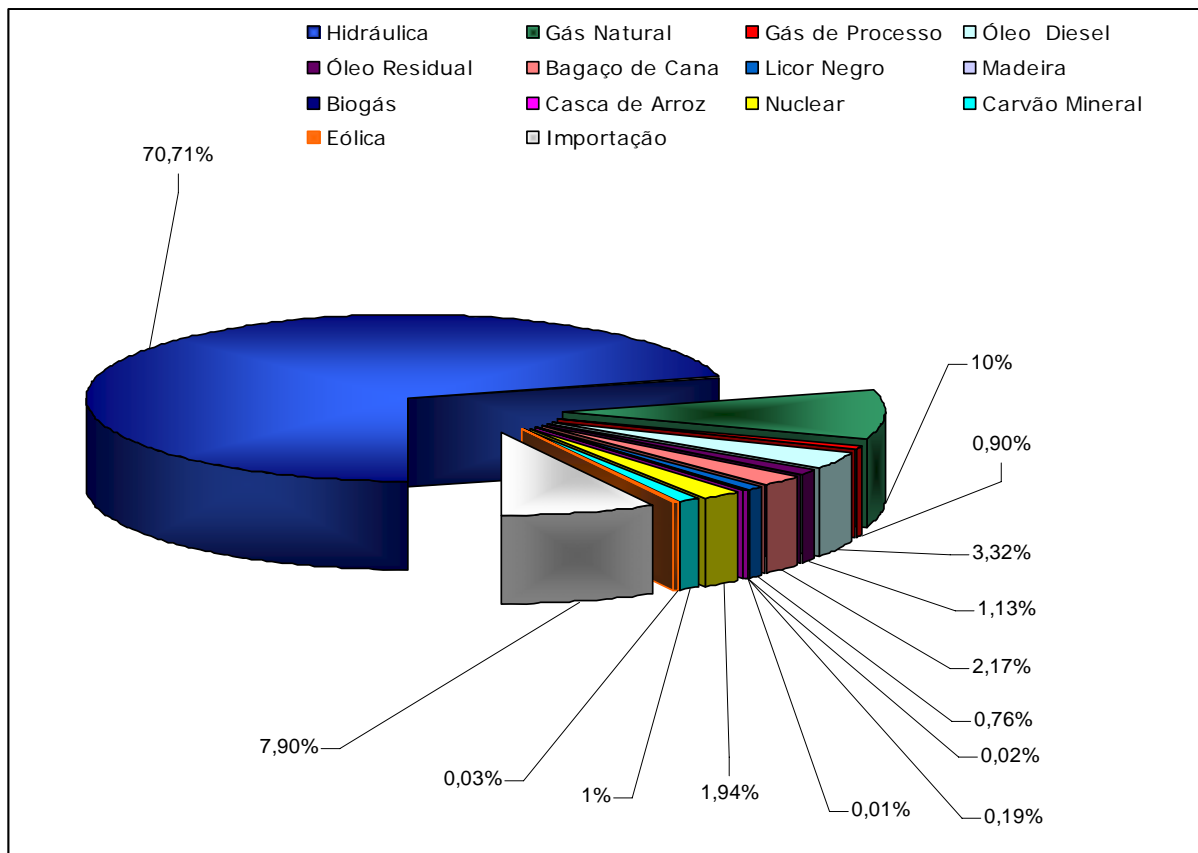


Figura 1 – Matriz Elétrica Brasileira- situação Janeiro 2007 [6].

O mercado de energia elétrica experimenta um crescimento da ordem de 4,5% ao ano, devendo ultrapassar a casa dos 100 mil MW em 2008. O planejamento governamental de médio prazo prevê a necessidade de investimentos da ordem de R\$ 6 a 7 bilhões/ano para expansão da matriz energética brasileira, em atendimento à demanda do mercado consumidor [6].

Ao longo das últimas duas décadas, o consumo de energia elétrica apresentou índices de expansão bem superiores ao Produto Interno Bruto (PIB), fruto do crescimento

populacional concentrado nas zonas urbanas, do esforço de aumento da oferta de energia e da modernização da economia.

As classes de consumo residencial, comercial e rural obtiveram expressivos ganhos de participação, enquanto o segmento industrial teve participação menor neste crescimento, principalmente pela utilização de tecnologias mais eficientes no uso final da eletricidade, aliada às medidas de racionalização de consumo postas em prática especialmente na década de 90.

O Brasil possui no total 1.630 empreendimentos em operação, gerando 99.315.433 kW de potência, sendo ainda prevista para os próximos anos uma adição de 26.226.504 kW na capacidade de geração do País, proveniente dos 85 empreendimentos atualmente em construção e mais 514 outorgadas [6].

Apesar da previsão de grandes investimentos no setor de geração de energia, a entrada em operação de novas hidrelétricas depende de licitações, projetos, questões ambientais, análise de viabilidade do empreendimento, indenizações e toda a infra-estrutura necessária para distribuir a energia. Isto não é conseguido em curto prazo. Sendo assim, os esforços para aumentar a eficiência no parque gerador hidráulico estão cada vez mais intensos. E uma das contribuições para isso são os estudos para diminuir o tempo gasto nas manutenções de turbinas erodidas por cavitação. Conseguir ampliar o intervalo entre manutenções faz com que o equipamento esteja disponível para geração por mais tempo, além de economizar anualmente uma quantia significativa para as concessionárias, que poderão investir mais em pesquisa e desenvolvimento de novas tecnologias.

Atualmente, grande parte das usinas hidrelétricas no país opera com problemas de cavitação em suas turbinas. Podemos citar a maior usina da Companhia Paranaense de Energia (COPEL), a UHEGBM – Foz do Areia, que possui quatro unidades geradoras do tipo Francis que param a cada 15.000 horas para efetuar recuperação de regiões erodidas por cavitação [7].

As turbinas da UHEGBM, assim como a maioria das turbinas tipo Francis e Pelton em operação, são fabricadas em aço carbono. Mas podem também receber um revestimento soldado de aço inoxidável austenítico nas regiões de maior desgaste por cavitação.

Outras turbinas, como as de UHEGJR e UHEGPS (ambas da Copel), são fundidas em aço inoxidável martensítico CA6NM, buscando maior resistência ao fenômeno cavitante.

A recuperação dessas regiões afetadas normalmente é feita por deposição de material por soldagem. No princípio utilizava-se a deposição por eletrodo revestido das ligas inoxidáveis da série 300 como a AWS 309. Apesar de serem mais eficientes que o aço

carbono, estas ligas foram superadas por outras de maior resistência à cavitação, como as ligas Conargem E 725, Hydrolloy HQ 913. Posteriormente, o processo de soldagem preferencial passou a ser o MIG/MAG, utilizando materiais na forma de arame, como o AWS 309L, Cavitec e o Cavitalloy.

Para se ter noção do volume de material depositado durante a recuperação de uma turbina erodida por cavitação, na última recuperação efetuada na UHEGBM, ocorrida em 2005, foram depositados por soldagem MIG/MAG Pulsado 630 kg de aço inoxidável austenítico AWS 309LT1(400 kg nas pás e 230 kg na região de sucção), com um custo aproximado de R\$ 205.000,00. Desde a primeira recuperação em 1985, 18.500 kg de material foram depositados nas turbinas desta usina [7].

Atualmente, novos processos de deposição estão sendo utilizados em caráter experimental, como a aspersão térmica.

1.2 OBJETIVOS E CONTRIBUIÇÕES

O objetivo deste trabalho é avaliar e comparar uma nova liga resistente à cavitação com as ligas comerciais Cavitec e Cavitalloy através da deposição pelo processo plasma PTA-aramé e também estudar os efeitos da refusão nesses depósitos quando solicitados no ensaio de cavitação.

Como contribuição, busca-se oferecer futuramente ao mercado uma nova liga com características de resistência à cavitação igual ou superior às ligas comerciais a um custo inferior, visto que a liga experimental aqui analisada terá tecnologia e fabricação nacional, comparada com suas concorrentes de tecnologia importada.

Espera-se também comprovar que a soldagem plasma tem condições de gerar um depósito soldado que, associado com as ligas estudadas, apresente uma maior resistência à cavitação, seja na condição normal ou refundida, pois desta forma é possível aumentar os intervalos entre manutenções de turbinas e diminuir o volume de metal depositado na recuperação de áreas cavitadas, conseqüentemente diminuindo custos e aumentando o tempo disponível na geração de energia de cada equipamento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 EROSÃO POR CAVITAÇÃO

A cavitação é uma forma de erosão no qual a superfície encontra-se em contato com um líquido, como, por exemplo, turbinas hidráulicas.

Quando localmente a pressão parcial dos vapores ou gases dissolvidos no líquido cai a valores iguais ou inferiores à pressão de vaporização àquela temperatura, bolhas preenchidas por gases ou vapores ou por ambos, irão se formar. Se por algum motivo a pressão do líquido for rapidamente levantada, as bolhas formadas tenderão a implodir ou gerarem microjatos (vide Figura 2). Na fase líquida, idealmente, estas implosões irão ocorrer concentricamente, ocasionando ruídos indesejáveis devido a vibrações locais. Diversos são os trabalhos [8, 9, 10, 11] abordando a dinâmica das bolhas no processo erosivo, onde se conclui que os colapsos por implosões ou por microjatos liberam níveis elevados de energia. Ondas de pressão na ordem de 10^6 a 10^9 Pa têm sido medidas e velocidades acima de 1000 m/s, para microjatos de apenas alguns microns de diâmetro, foram observadas.

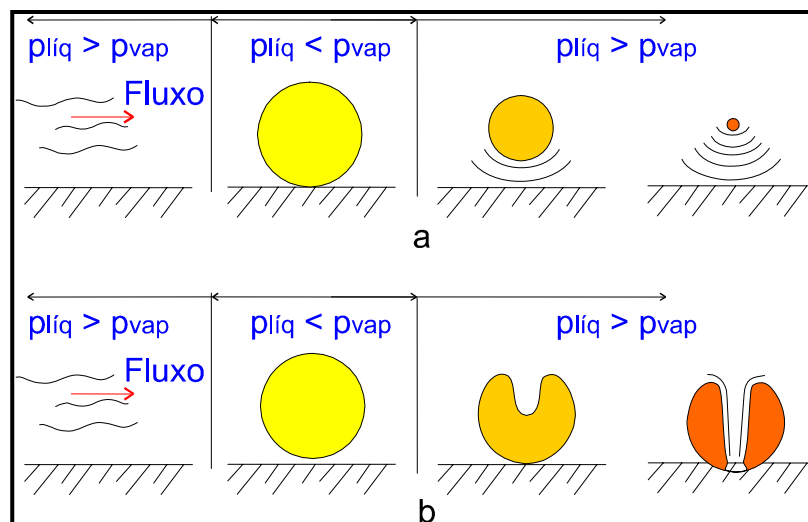


Figura 2- Modelo Característico do processo de formação e colapso de uma bolha, onde (a) colapso produzindo uma onda de choque e (b) colapso produzindo um microjato. Adaptado de [12].

A avaliação do processo erosivo provocado pela cavitação pode ser enfocada, tanto qualitativamente, através de análise microscópica (avaliação do aspecto superficial por microscopia), quanto quantitativamente pela escolha de um determinado parâmetro de desgaste (rugosidade ou perda de massa em função do tempo).

Independente do tipo de material submetido à erosão por cavitação, o desenvolvimento do processo erosivo em função do tempo de exposição apresentar-se-á, normalmente, em quatro períodos ou estágios distintos, como indicado na Figura 3 e relacionadas a seguir em:

- a) **Incubação** \Rightarrow tempo durante o qual modificações no aspecto superficial (micro deformações) tomam lugar sem uma significativa ocorrência de perda de massa (taxa erosiva nula ou desprezível). Quantitativamente é definido como a intercessão no eixo de tempo, de uma linha tangente à máxima inclinação da curva de perda de material em função do tempo;
- b) **Aceleração** \Rightarrow o material previamente deformado, ao continuar absorvendo energia de impacto dos colapsos, origina microtrincas e começa a apresentar um processo gradual de perda de massa em função do tempo;
- c) **Máxima taxa erosiva** \Rightarrow o processo de perda de massa em função do tempo atinge o seu máximo e permanece constante;
- d) **Atenuação** \Rightarrow etapa posterior ao ponto de máxima taxa erosiva. A rugosidade característica desta etapa absorve parte da energia de impacto, provocando uma queda na taxa erosiva;
- e) **Estabilidade** \Rightarrow nesta etapa a taxa erosiva torna-se quase constante (regime permanente).

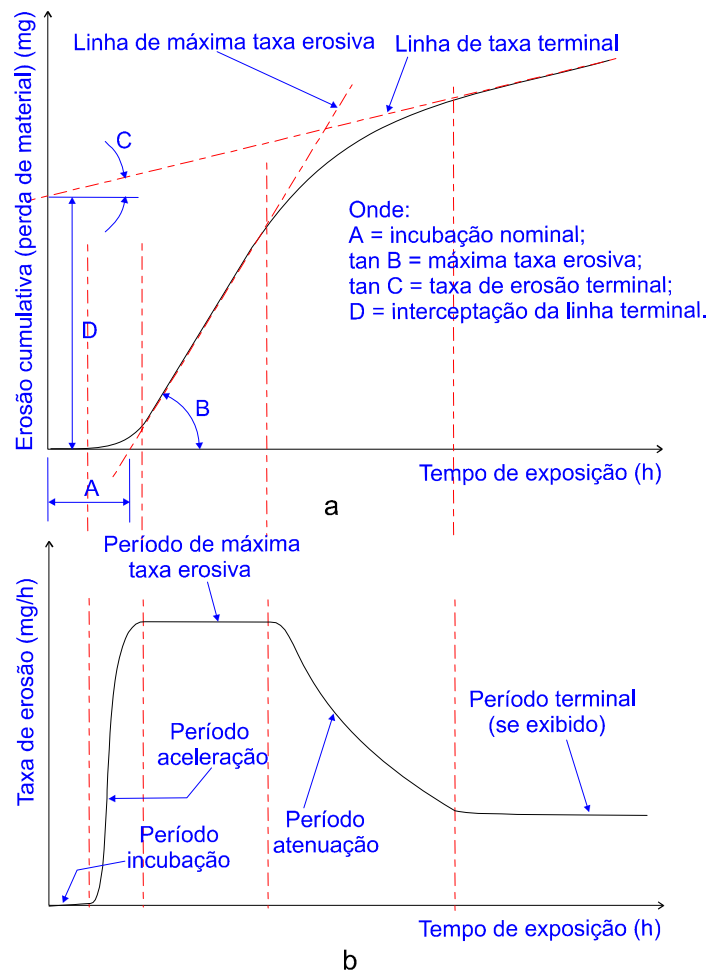


Figura 3- Curvas características da evolução da perda de massa e parâmetros para representação da taxa de erosão cumulativa (a) e taxa erosiva instantânea, em materiais sujeitos à cavitação (b), adaptado de [10].

A Figura 4 mostra regiões cavitadas em uma turbina tipo Francis. A região mostrada em 4 (a) corresponde a borda de saída da saia. Em 4 (b) verifica-se a erosão por cavitação ocorrido na região do bojo da pá. A figura 4 (c) mostra o aspecto da região de sucção da pá. Em 4 (d) verifica-se um aspecto geral das áreas cavitadas.

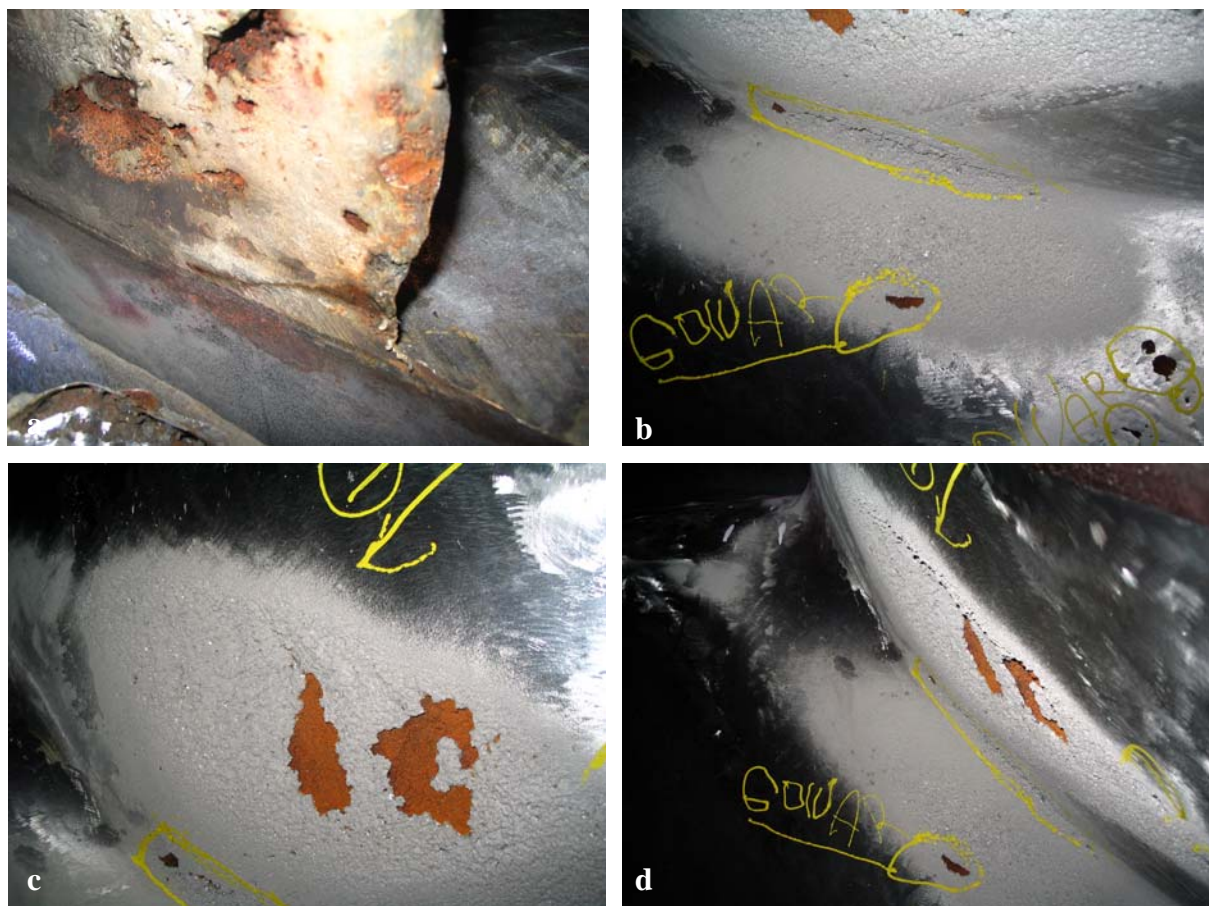


Figura 4 - Aspecto de regiões cavitadas em pás de turbinas tipo Francis [7].

2.2 MATERIAIS RESISTENTES À CAVITAÇÃO

Apesar do avanço tecnológico no projeto e construção de máquinas hidráulicas, as possibilidades de eliminação por completo do fenômeno de cavitação, a partir de modificações de projeto ou ainda por mudanças nas características operacionais dos equipamentos, são limitadas.

Tais modificações, buscando a eliminação do fenômeno de cavitação, trazem consigo o inconveniente comum de redução na eficiência e na potência destas máquinas hidráulicas. Olhando pelo lado da produção (eficiência e potência) é interessante, portanto, admitir um determinado grau de ocorrência da cavitação, vislumbrando a possibilidade de se reparar as áreas erodidas nas paradas para manutenção ou então que se garanta uma elevada resistência aos danos causados pela cavitação, através do emprego de materiais metálicos especiais na forma de fundido ou de camada depositada.

Desta forma, a convivência com um nível tolerável de cavitação conduz à

necessidade de se buscar materiais resistentes ao fenômeno, o que possibilitará construir máquinas mais rápidas, mais compactas e principalmente com períodos mais longos de funcionamento entre reparos.

Entre os materiais com características de resistência à cavitação, destaca-se o caso do aço inoxidável austenítico que possui boa resistência ao fenômeno e que foi empregado por alguns anos na forma de camadas protetoras, depositadas por soldagem, em turbinas fabricadas em aço carbono.

Um avanço na performance das turbinas impostas a condições de alta intensidade de cavitação deve-se ao desenvolvimento de ligas com alta resistência a cavitação, tais como os aços inoxidáveis austeníticos, de baixo carbono, ligados ao Co. Todavia, em função do preço relacionado a estas ligas, almejou-se o desenvolvimento de ligas com similar resistência à cavitação, porém, com menos elementos de liga de elevado preço como o Co [5].

ZYLLA et al [13], traçaram o perfil que um determinado aço deverá apresentar para ter boa resistência ao fenômeno de cavitação, contendo basicamente os seguintes aspectos:

- Alta resistência para ancoramento das discordâncias;
- Baixa energia de falha de empilhamento que influencia o movimento e formação das discordâncias durante a deformação;
- A microestrutura deverá apresentar uma distribuição homogênea de pontos de ancoramento e igual energia de falhas de empilhamento;
- O tamanho dos grãos deverá ser pequeno para elevar a força necessária ao arrancamento das partículas superficiais;
- O material deverá apresentar alta plasticidade para limitar a propagação de trincas.

Os mecanismos atuantes durante o processo de erosão por cavitação já são conhecidos o suficiente para se poder otimizar a estrutura exposta à cavitação a fim de combater o fenômeno. O que se observa é que a tenacidade constitui-se no principal critério na resistência à cavitação, contudo, na realidade não existe um material que seja completamente imune à cavitação, devido, principalmente, ao fato de que o material não poderá apresentar ao mesmo tempo todos os pontos citados acima.

Além das propriedades mecânicas, outras características como microestrutura, composição química e condição superficial dos materiais exercem importante papel no processo de resistência ao fenômeno erosivo provocado por cavitação [13]. Desta forma, estrutura cristalina, transformação de fase, tamanho de grão, planos de deslizamentos,

maclação, porosidade e grau de acabamento superficial entre outros, devem ser levados em consideração quando do desenvolvimento de pesquisas nesta área [3, 14].

Verifica-se que a alta resistência apresentada pelas ligas inoxidáveis ao cobalto está diretamente relacionada a sua baixa energia de falhas de empilhamento, estrutura monofásica austenítica “ γ ”, transformação induzida por deformação ou por combinações destas [15].

O período de incubação apresenta uma relação direta com as propriedades relacionadas à absorção de energia e resistência do material, isto é, resiliência, razão de compressão ao choque, dureza e tensão de resistência [4].

A estrutura monofásica “ γ ” apresenta-se como um ponto importante na resistência à cavitação dos aços inoxidáveis ligados ao cobalto, contudo quando da existência de duas fases, como por exemplo, austenita “ γ ” e ferrita “ δ ” em determinada percentagem, estas se comportam de maneiras diferentes. Neste caso, o fenômeno de cavitação tende a iniciar-se e ser mais severo sobre a fase “ δ ”, pois sua estrutura CCC não resiste à elevada deformação.

Um ponto importante a ser considerado, quando da necessidade de resistência à cavitação, é a metaestabilidade estrutural da austenita nos aços inoxidáveis austeníticos. Tal característica, neste tipo de aço inoxidável, propicia uma transformação da estrutura inicialmente austenítica para uma estrutura final composta por uma combinação de γ mais martensita ε e martensita α' induzidas por ação de tensões geradas por cavitação. Uma das formas de medir esta metaestabilidade é através da temperatura em que ocorre o início da transformação martensítica (M_s) no resfriamento. Se esta temperatura está próxima da temperatura ambiente, haverá maior facilidade na ocorrência da transformação de fase

No caso dos aços austeníticos com transformação controlada, a temperatura de transformação martensítica está próxima da temperatura ambiente, possibilitando assim que ela ocorra por trabalho à frio ou encruamento. Elementos como o Ni e Co são austenitizantes, mas, se o primeiro for utilizado, a temperatura de transformação cairia abaixo da temperatura ambiente. Já com o Co a estrutura pode ser controlada sem reduzir a temperatura de transformação.

SCHUMANN [16] em seu trabalho de revisão sobre a transformação martensítica mostra as várias possibilidades de transformação, seja no resfriamento dos aços ou na deformação a frio. A transformação martensítica, como resultado da deformação a frio em aços austeníticos, mostra a metaestabilidade destes aços e que pode se formar martensita acima da temperatura M_s (temperatura de início da transformação no resfriamento) como resultado de deformação plástica. A temperatura conhecida como M_d ($M_d > M_s$), representa a

temperatura acima da qual nenhuma transformação ocorrerá por deformação [17]. A transformação depende principalmente dos elementos de liga presentes e da tensão aplicada.

A origem das mudanças de fase nos metais expostos a esforços e ou deformação estão agrupadas em dois tipos principais [15], conforme descritos abaixo em:

$\gamma \rightarrow$ martensita α' (cúbica de corpo centrado), onde a fase originalmente γ (cúbica de face centrada) transforma-se em α' , devido à deformações na rede cristalina [16].

$\gamma \rightarrow$ martensita ϵ (hexagonal compacta), onde a fase originalmente γ transforma-se em ϵ sob a forma de plaquetas muito finas e alongadas, situadas nos planos octaédricos da austenita [16].

Pelo estudo de várias ligas empregadas na confecção de turbinas hidráulicas, constatou-se que a liga de cobalto com baixo teor de carbono (Stellite 21) apresentava uma resistência à cavitação 50 vezes maior em relação ao aço inoxidável AISI 308 [1]. A partir dessas informações, partiu-se para o desenvolvimento de aços inoxidáveis austeníticos ligados ao cobalto com similar desempenho à cavitação das ligas ao cobalto. Isto foi conseguido em função de um balanceamento dos elementos de ligas presentes, isto é, eliminação de níquel e a troca de uma percentagem de Co por Mn, N e C visando uma estrutura austenítica com baixa energia de falha de empilhamento, características de deformação planar, maclação fina e elevado endurecimento por deformação.

A energia de falha de empilhamento pode ser descrita como a diferença de energia livre entre as estruturas γ (matriz) e ϵ . Dessa forma, existe uma relação entre a energia de falha de empilhamento e a fase ϵ , isto é, as falhas de empilhamento servem de embriões para a fase ϵ durante a transformação [15, 5].

Materiais com baixa energia de falhas de empilhamento terão características de deformação com reduzido deslizamento cruzado, maior separação entre as discordâncias parciais e, finalmente, maior possibilidade de ocorrência da fase ϵ .

Pode-se dizer que as características de estrutura monofásica, baixa energia de falhas de empilhamento e transformação martensítica, induzida por deformação, estão inter-relacionadas e constituem um papel importante na boa resistência à cavitação de depósitos soldados.

O tamanho dos grãos obtidos durante a operação de soldagem tem fundamental

importância nas propriedades mecânicas que a camada de solda depositada irá apresentar. Desta forma, foram desenvolvidas diversas técnicas, de ordem metalúrgica e/ou processual, visando controlar (refinar) o tamanho dos grãos para as dimensões desejadas.

Com aplicação adequada de uma ou mais destas técnicas poder-se-á garantir uma estrutura final contendo características como:

- Controle dos sítios de nucleação da martensita, isto é, estabilização da fase γ (original) através de grãos mais refinados e com isso retardando a mudança $\gamma \rightarrow$ martensita [19];
- Maior dissolução dos segregados em função do aumento na área superficial dos grãos por unidade de volume, provocada pelo refinamento [18, 20];
- Abaixamento de M_s em decorrência do refinamento nos grãos da fase inicial γ [19];
- Aumento no tempo de incubação antes do início da transformação $\gamma \rightarrow$ martensita [19];
- Aumento na força necessária ao arrancamento das partículas superficiais [13].

Os trabalhos abordando a relação entre defeitos superficiais e suas influências sobre o processo de erosão por cavitação [3, 14], relatam a forte influência destes, comumente encontrados ao término do processo de recuperação das áreas erodidas que, de uma maneira geral, reduzem ou até eliminam o período de incubação, em alguns materiais, e servem como sítios de nucleação e propagação do processo erosivo.

Diversos trabalhos foram desenvolvidos buscando novos materiais e/ou processos que possibilitassem ganho em relação à resistência à cavitação.

PAREDES et al [21], numa cooperação entre a Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, o Instituto de Tecnologia Para o Desenvolvimento – LACTEC e a COPEL, comparam o desempenho à cavitação de ligas inoxidáveis ao Co experimentais com as ligas comerciais Cavitec e INOX 309L-16. Foram testadas diversas condições para as ligas em questão, com seus resultados sendo mostrados nas Figuras 5 e 6 e na Tabela 1.

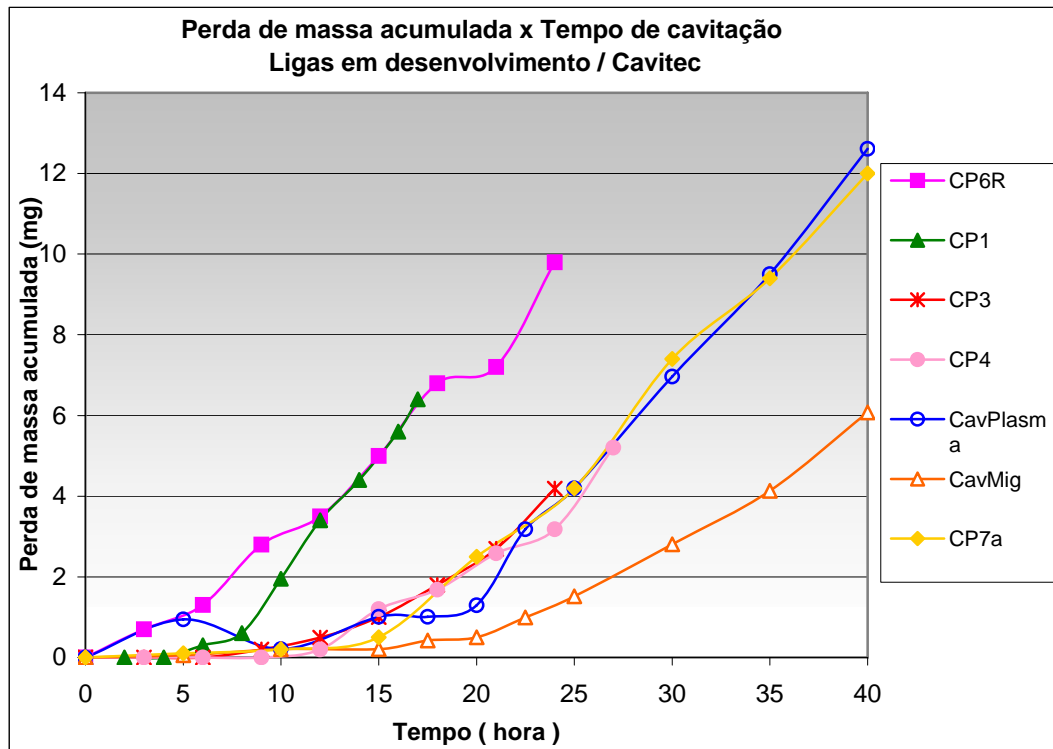


Figura 5 - Resistência à cavitação das ligas estudadas por PAREDES et al [19].

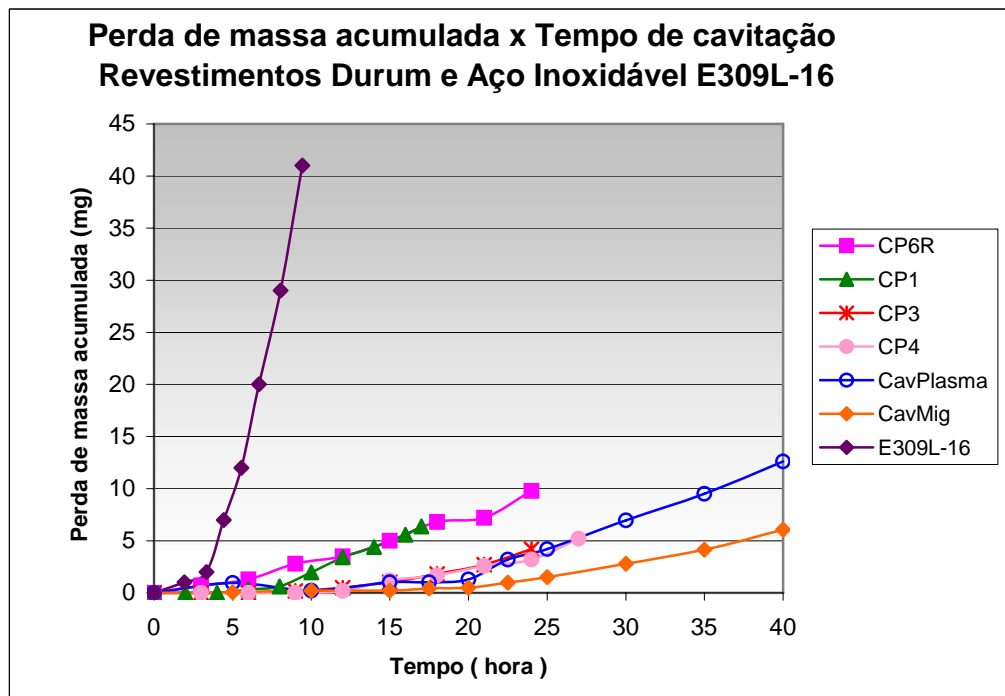


Figura 6 - Perda de massa acumulada das ligas estudadas por PAREDES et al [21].

Tabela 1 – Resultados encontrados por PAREDES et al [21].

Corpo de prova	Tempo de ensaio (h)	Período de incubação (h)	Taxa de erosão (mg/h)	Amanteigamento
CP1 - Liga exp. Plasma	17	6	0,57	sim
CP3 - Liga exp. MIG	27	12	0,30	não
CP4 - Liga exp. Plasma	27	12	0,30	não
CP6R - Liga exp. Plasma c/ Refusão	24	4,0	0,42	sim
Cavitec Plasma	40	20	0,56	sim
Cavitec MIG	40	24	0,34	sim
CP7a - Liga exp. Plasma	40	15	0,46	sim
Inox 309L-16	41	3	6,38	não

2.3 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis austeníticos são o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido. Ao contrário dos aços inoxidáveis ferríticos e principalmente dos martensíticos, cujas propriedades se assemelham às daquelas dos aços baixa liga, os aços austeníticos têm uma série de características próprias, que os distingue das outras classes de aços. Devido a isto, a sua soldagem apresenta também alguns aspectos próprios.

Esta classe de materiais é caracterizada pelas seguintes propriedades:

- Tenacidade e ductilidade superiores a da maioria dos outros aços. Estas propriedades são mantidas até temperaturas muito baixas, não apresentando transição dúctil/frágil. Assim, estes aços são considerados para estruturas soldadas a serem utilizadas na temperatura de fusão do hélio (4 K), como, por exemplo, a estrutura de magnetos em reatores experimentais de fusão nuclear;
- Boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas, o que permite a sua utilização em temperaturas consideravelmente superiores à temperatura máxima de serviço de aços de baixa liga ou de aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos. Estas características são conseguidas principalmente em aços ligados com Mo ou Si;
- Elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica (em geral). Esta endurecibilidade não é acompanhada por uma elevada perda de ductilidade;
- Soldabilidade relativamente boa. A ausência de transformação martensítica e sua boa tenacidade implicam na sua insensibilidade à fissuração pelo hidrogênio. A sensibilidade à formação de porosidades também é baixa e a zona fundida tem propriedades que se assemelham à do metal de base. Assim, geralmente fácil se obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e que podem ser postas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Entretanto, este resultado somente pode ser obtido pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o

que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços, de sua soldabilidade e de suas condições de serviço.

Existe um grande número de tipos de aços inoxidáveis austeníticos, mas as ligas utilizadas são aquelas contendo cerca de 18% de cromo e 10% de níquel. Por isto, a discussão sobre a estrutura destas ligas pode se iniciar pelo diagrama pseudo-binário Fe-18%Cr-Ni, mostrado na Figura 7.

Segundo este diagrama, para teores de níquel inferiores a 1-1,5%, o material se comportaria como um aço completamente ferrítico durante o resfriamento a partir de altas temperaturas. Acima deste teor, existe uma faixa de temperaturas em que a liga é bifásica (austenita mais ferrita delta), que se amplia com o aumento do teor de níquel. Finalmente, acima de cerca de 3,5% de níquel, existe um intervalo de temperaturas em que a liga é completamente austenítica, e que se amplia com maiores teores de níquel. Com o aumento na quantidade deste elemento, a temperatura M_s é diminuída, mas até cerca de 7 a 8% de Ni esta temperatura permanece acima da ambiente e o aço é, portanto, do tipo martensítico. Assim, os aços inoxidáveis austeníticos são, em geral, ligas contendo 18% Cr e teores de Ni superiores a 8%.

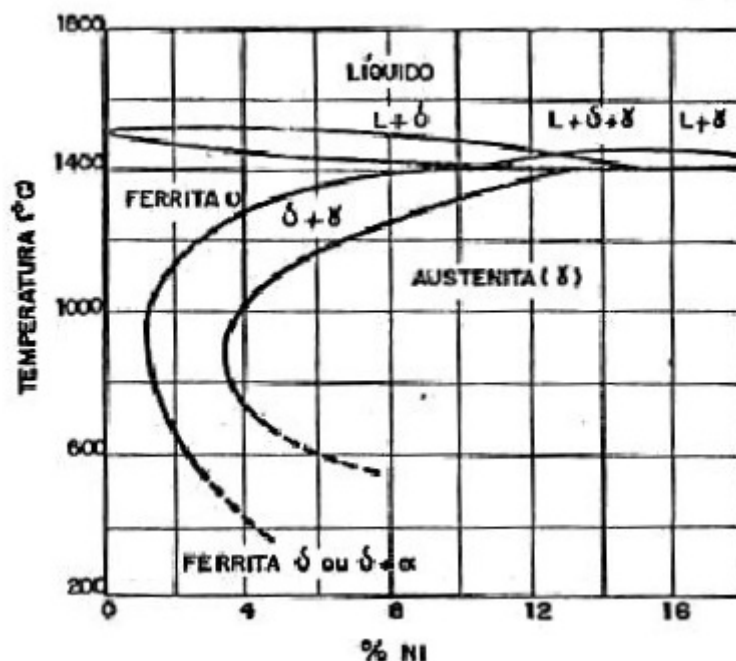


Figura 7 - Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni com 18% de cromo, válido para teor de carbono inferior a 0,03%. [18,22]

Alterações na quantidade de Cr têm um efeito similar ao já discutido para os outros

tipos de aços inoxidáveis. Um aumento na quantidade deste elemento amplia a faixa de existência da ferrita delta e, conseqüentemente, torna necessário um aumento no teor de níquel para obtenção de uma estrutura austenítica à temperatura ambiente. Entretanto, um aumento na quantidade de cromo aumenta a estabilidade da austenita em relação ao resfriamento e à deformação plástica, pois causa uma diminuição na temperatura M_s . Assim, em diversos aços inoxidáveis austeníticos, a austenita existe à temperatura ambiente como uma fase metaestável. Em particular, em aços do tipo 17%Cr e 7%Ni (AISI 301), a austenita pode se transformar em martensita por deformação a temperatura ambiente ou por tratamento a baixa temperatura.

O efeito do carbono sobre a estrutura dos aços inoxidáveis austeníticos acima de cerca de 900°C é similar ao do níquel, isto é, ele tende a ampliar a faixa de existência da austenita e conseqüentemente reduz a quantidade de ferrita delta presente a altas temperaturas. Entretanto, a solubilidade do carbono na austenita diminui com a queda da temperatura. Para ligas com menos de cerca de 0,03% de carbono, este efeito tem pouca importância metalúrgica. Para teores superiores, o carbono é, em geral, completamente solúvel na austenita a temperaturas superiores a 1000°C. Entretanto, durante um resfriamento lento, ou durante uma breve permanência entre cerca de 500 a 900°C, um carboneto de cromo $M_{22}C_6$ ou $(Cr,Fe)_{23}C_6$ pode se precipitar e prejudicar certas propriedades do material, particularmente sua resistência à corrosão e sua ductilidade a baixas temperaturas. A precipitação de carbonetos pode ocorrer em diversos pontos da microestrutura, porém sua cinética é mais rápida para precipitação em contornos de grão ou de macla, conforme Figura 8 (a).

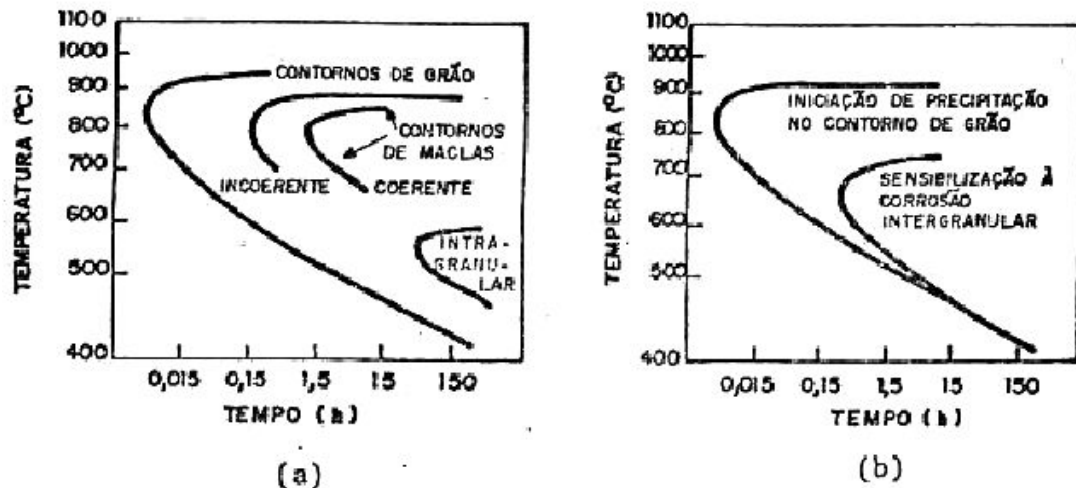


Figura 8 - (a) Cinética de precipitação de carboneto $M_{22}C_6$ em um aço tipo AISI 304, contendo 0,05% de carbono, previamente temperado de 1250°C , (b) relação entre a precipitação de $M_{22}C_6$ e corrosão intergranular do mesmo material. [22]

Os aços inoxidáveis austeníticos podem ter adições de outros elementos para a obtenção de propriedades especiais. A Tabela 2 resume os efeitos dos diversos elementos de liga nestes aços.

Tabela 2 – Efeitos dos elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos [23].

Elementos	Tipos de aços	Efeitos
C	Todos	Promove fortemente a formação de austenita. Pode formar carbonetos com o cromo e resultar em corrosão intergranular.
Cr	Todos	Promove a formação de ferrita. Aumenta a resistência à oxidação e à corrosão.
Ni	Todos	Promove a formação da austenita. Aumenta a resistência à alta temperatura, resistência à corrosão e ductilidade.
N	XXX N	Promove fortemente a formação da austenita (semelhante ao C). Aumenta a resistência mecânica.
Nb	347	Reduz a sensibilidade à corrosão intergranular, combinado com o C. Age como refinador de grão. Promove a formação de ferrita, aumenta a resistência à fluência.
Mn	2 XX	Estabiliza a austenita a temperaturas próximas da ambiente, mas forma ferrita a altas temperaturas. Inibe a fragilidade a quente (hot shortness) pela formação de MnS.
Mo	316, 317	Aumenta a resistência a alta temperatura. Aumenta a resistência à corrosão em meios redutores. Promove a formação de ferrita.
P, Se, S	303, 303 Se	Aumentam a usinabilidade, mas promovem fissuração de solidificação durante soldagem. Diminuem ligeiramente a resistência à corrosão.
Si	302 B	Aumenta a resistência à formação de carepa e promove a formação de ferrita. Em todos os tipos, pequenas quantidades são adicionadas para desoxidação.
Ti	321	Reduz a sensibilidade à corrosão intergranular, combinado com o C. Age como refinador de grão. Promove a formação de ferrita.
Cu	-	Aumenta a resistência à corrosão em certos meios. Diminui a sensibilidade à fissuração por corrosão sob tensão e causa efeitos

		endurecedores por envelhecimento
Co	-	Diminui a energia de falha de empilhamento. Facilita a transformação de fase induzida por deformação e aumenta o coeficiente de endurecimento por deformação.

2.3.1 ESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA

A microestrutura da solda dos aços da série 300 difere em alguma extensão da microestrutura do metal de base. Esta, no caso de um material trabalhado e solubilizado, é, em geral, constituída inteiramente de austenita, enquanto que soldas podem reter quantidades variáveis de ferrita à temperatura ambiente. Esta estrutura pode ser analisada com o auxílio da Figura 9, que mostra o diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de ferro. De acordo com este diagrama, um líquido contendo 70% de Fe, além de Cr e Ni, pode se solidificar inteiramente como austenita ou inicialmente como austenita e posteriormente como ferrita ou inicialmente como ferrita e depois como austenita ou ainda inteiramente como ferrita, à medida que a relação Cr/Ni aumenta. Posteriormente, durante o resfriamento parte da ferrita formada durante a solidificação pode se transformar em austenita.

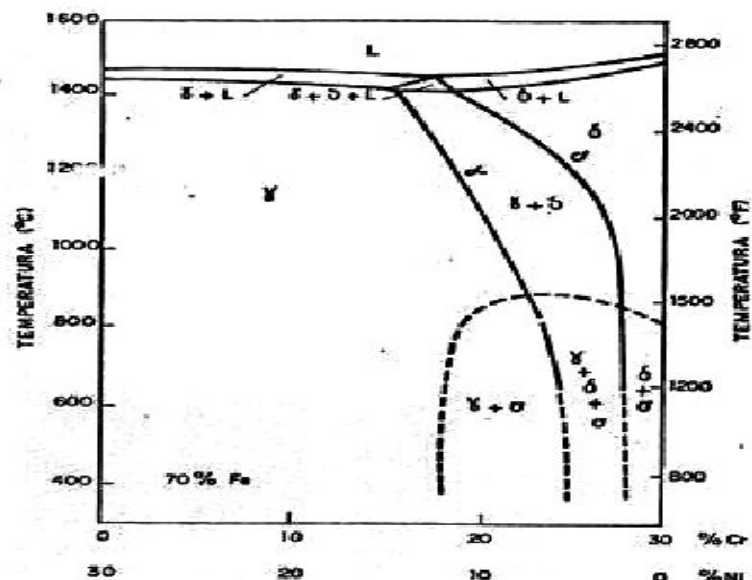


Figura 9 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70%. [22]

A transformação da ferrita delta em austenita é completa somente se o aço permanecer por um tempo suficientemente longo na faixa de temperaturas na qual a cinética é mais rápida. Este não é geralmente o caso de soldas, onde o resfriamento rápido causa a retenção de alguma ferrita até a temperatura ambiente.

A morfologia e quantidade de ferrita delta irá depender da composição química (no caso acima, representado pela relação Cr/Ni) e da velocidade de resfriamento. Quanto maior esta velocidade, menor deve ser a extensão desta transformação. A Figura 10 mostra algumas morfologias possíveis da ferrita delta em função da relação Cr/Ni.

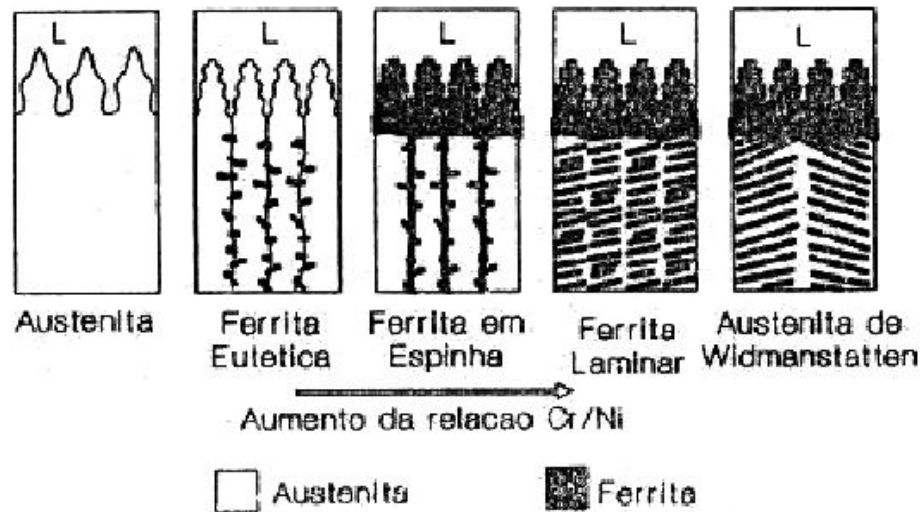


Figura 10 - Exemplos de morfologias da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos. [22]

Algumas características das soldas dos aços inoxidáveis austeníticos resultam desta estrutura com retenção de ferrita. Ela é predominante austenítica, possui excelente ductilidade, comparável à do metal de base, e não é sensível à fissuração pelo hidrogênio, o que torna desnecessária a utilização de pré-aquecimento e, em geral, tratamentos térmicos pós-soldagem. A ferrita delta é considerada, em geral, um constituinte desejável na zona fundida devido ao seu efeito favorável na resistência à fissuração na solidificação.

Por outro lado, a quantidade de ferrita delta deve ser controlada em aplicações em que a junta deva apresentar uma resistência à corrosão ótima, em que seja necessária uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e, finalmente, em que a peça deva ser completamente não magnética (a ferrita delta é uma fase ferromagnética).

Além da composição química, as taxas de resfriamento impostas na soldagem têm uma grande influência na microestrutura, e por consequência nas propriedades das ligas inoxidáveis. Várias relações empíricas e diagramas prevêm a microestrutura formada nestas ligas após processo de soldagem.

Para a previsão das fases formadas, é imprescindível o conhecimento da quantidade de cromo, e de níquel equivalentes, ou seja, da relação entre a quantidade dos elementos

estabilizadores da ferrita, Cr_{eq} , e da austenita, Ni_{eq} . Para a determinação das fases presentes foram desenvolvidas diferentes relações [24]. A Tabela 3 lista as principais relações utilizadas na definição das fases presentes em aços inoxidáveis.

Tabela 3 – Relações de Cr e Ni equivalentes para aços inoxidáveis [25].

Diagrama	Ano	Cromo equivalente [%]	Níquel Equivalente [%]
Schaeffler	1949	$Cr + Mo + 1,5Si + 0,5 Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C$
DeLong	1956	$Cr + Mo + 1,5Si + 0,5 Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C + 30N$
Hull	1973	$Cr + 1,21Mo + 0,48Si + 0,14Nb + 2,27V + 0,72W + 2,20Ti + 0,21Ta + 2,48Al$	$Ni + (0,11Mn - 0,0086Mn^2) + 24,5C + 14,2N + 0,41Co + 0,44Cu$
Hammar e Svernnson	1979	$Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti$	$Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2N + Cu$
WRC 1992	1992	$Cr + Mo + 0,7Nb$	$Ni + 35C + 20N + 0,25Cu$

A quantidade de ferrita, martensita e austenita são normalmente estimadas pela utilização dos diagramas Schaeffler, DeLong, Hull e WRC 1992, visualizados na Figura 11.

O Diagrama de Schaeffler, Figura 11(a), é o diagrama mais comumente utilizado, porém não prevê a ação do N como elemento estabilizador da austenita, e presente em uma grande quantidade de aços inoxidáveis. A ação do N é analisado pelo Diagrama de De Long, Figura 11(b).

A adição de Co, entre outros elementos, modifica o comportamento da estabilização da austenita, e esta modificação, é analisada pelo diagrama de Hull, Figura 11(c). O Diagrama de Hull permite analisar o efeito de uma maior quantidade de elementos de liga que os diagramas de Schaeffler e DeLong. A influência do Mn pode ser analisada pelo Diagrama de Hull e mais recentemente observada no Diagrama WRC1992, modificado por Kotecki [26, 27] Figura 11(d).

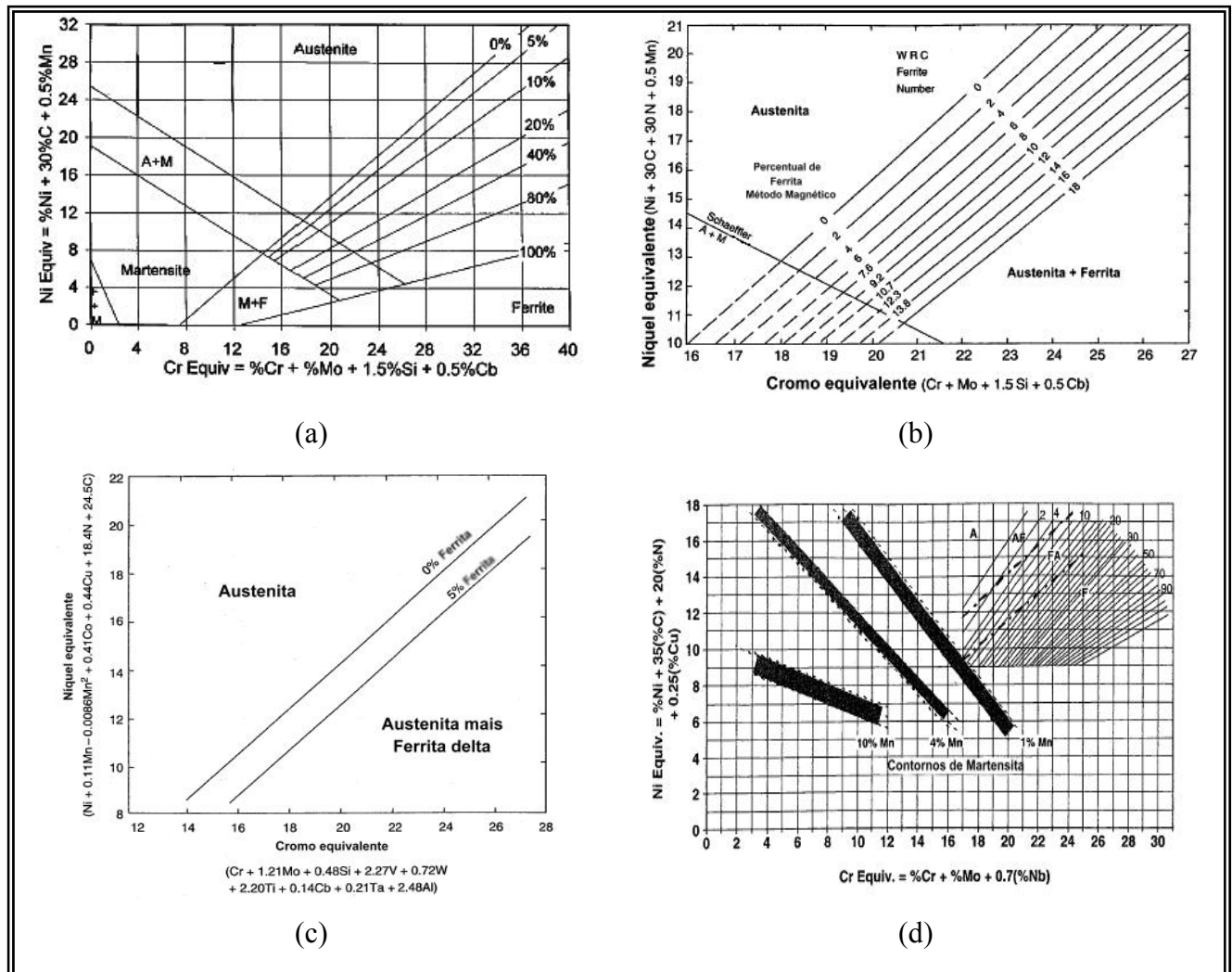


Figura 11 - Diagramas de Schaeffler (a), De Long (b), Hull (c), WRC 1992 (d) [25].

Além da definição da microestrutura formada, o conhecimento da relação entre Cr_{eq} e Ni_{eq} pode ser utilizado como critério de avaliação da resistência à cavitação de ligas inoxidáveis. Em relação ao comportamento à cavitação de vários aços inoxidáveis e ligas Ni/Co na condição soldada, Rao e Kung, 1987 [4], observaram que as ligas que apresentavam melhor comportamento à cavitação obtiveram estrutura monofásica austenítica e valores da relação $Cr_{eq} / (Cr_{eq} + Ni_{eq})$ entre 0,4 e 0,7.

2.4 PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA

O arco plasma consiste em uma descarga elétrica, sustentada através de um gás ionizado a alta temperatura, produzindo energia térmica suficiente para ser usado em soldagem, através da fusão localizada das peças a serem unidas.

Sob o ponto de vista de suas características físicas, pode ser considerado como uma derivação do processo de soldagem TIG, pois os elementos básicos são fundamentalmente os mesmos. Difere do processo TIG principalmente pelo fato do arco estar restringido por um bocal constritor que limita o seu diâmetro e aumenta consideravelmente a densidade de energia. Também na soldagem ao arco PLASMA são utilizados dois fluxos de gás, iguais ou diferentes. O primeiro, freqüentemente argônio (Ar) e denominado de “Gás de Plasma”, circunda o eletrodo e sai por um orifício no bocal constritor na forma de um jato de gás. O segundo fluxo serve para proteção e passa por um bocal externo, concêntrico ao bocal constritor. Este gás pode ser inerte ou uma mistura de gases. A Figura 12 ilustra, de forma esquemática, uma tocha de soldagem utilizada neste processo.

O bocal constritor influencia para que a área da seção transversal do arco não sofra uma variação muito grande ao longo de sua extensão, desde a sua saída do orifício constritor até o material base, mesmo que ocorram pequenas variações na distância tocha-peça. Esta seria uma das diferenças marcantes entre o processo PLASMA e o TIG. Vários autores [28, 29] afirmam que tal constrição do arco é responsável por uma série de vantagens conferidas ao processo PLASMA, das quais se pode citar:

- Mesmo com correntes baixas, o arco é estável;
- A coluna do arco é rígida e de reduzido diâmetro, produzindo poça de fusão de tamanho relativamente reduzido e estreita zona afetada pelo calor;
- Como consequência do item anterior, a tendência à distorção é muito menor;
- A velocidade de soldagem pode ser mais elevada que no processo TIG;
- O comprimento do arco exerce pequeno efeito sobre a tensão.

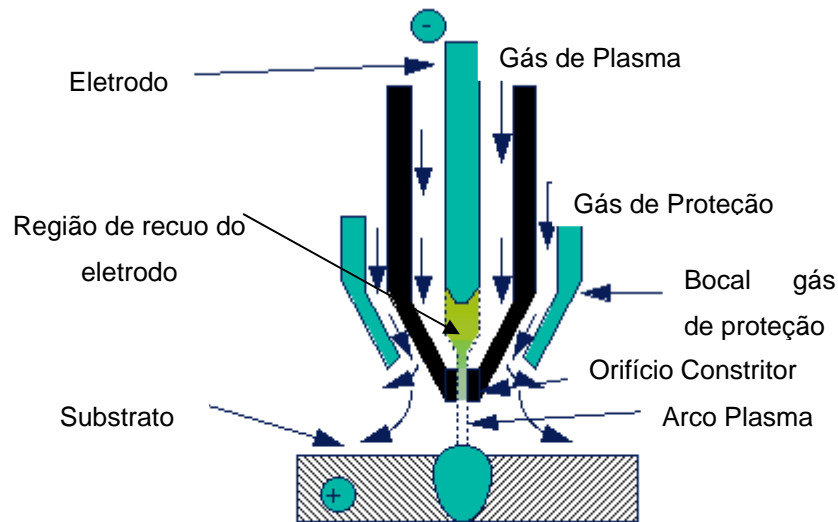


Figura 12 – Esquema da tocha Plasma.

A soldagem de peças através do processo PLASMA pode ser realizada de dois modos, bastante distintos, para uma ampla faixa de espessuras de chapas. Na soldagem pela técnica “Melt-in” o arco PLASMA é usado como fonte de calor para fundir o metal de adição (quando requerido) e o metal de base, com relativamente pequena ação de penetração. É a soldagem usual por fusão, tal como é realizada no processo TIG. Outra maneira de soldar através do PLASMA é pela técnica “Keyhole” (Buraco de Fechadura). Neste modo, é formada uma pequena poça de fusão com um furo passante através do metal de base. Esta condição resulta da adequada combinação da vazão do gás de plasma, corrente do arco, velocidade de soldagem e vazão do gás de proteção. Com o movimento da tocha, o metal fundido pelo arco é forçado a fluir ao redor do jato de plasma e para trás, onde a poça de fusão está se solidificando. Através desta técnica, pode-se realizar soldas em chapas espessas sem chanfro com a garantia de total penetração e menor nível de defeitos [30].

Como no processo PLASMA o eletrodo fica “enclausurado”, normalmente a abertura do arco não é realizada através de toque, como ocorre no processo TIG. Assim o uso do ignitor de alta frequência é o método usual na abertura do arco neste processo. Este ignitor gera picos de tensão entre o eletrodo e o bocal constritor, provocando um pequeno faiscamento que gera condições para que seja estabelecido um arco elétrico de baixa intensidade, denominado de “arco piloto”. O arco piloto é estabelecido entre o eletrodo e o bocal constritor através do gás de plasma, liberando energia suficiente para aquecer e ionizar este gás conferindo-lhe características de um plasma.

Em função dos valores baixos de corrente, o Arco Piloto não possui energia

suficiente para promover a fusão e união de peças. Entretanto, quando são utilizados maiores valores de corrente no arco piloto, podendo chegar a casa das centenas de amperes, maior energia é liberada ao gás, promovendo um fluxo contínuo de plasma de alta energia. Nestas condições, o Arco Piloto passa a ser denominado de Arco não Transferido.

Alguns tipos de equipamento PLASMA utilizam apenas o arco não transferido para operações de soldagem. Neste caso, como não há passagem de corrente entre o eletrodo e a peça, a fusão do material base é feita exclusivamente pelo calor transferido pelo jato de gás a alta temperatura. O fato de a peça não ser parte integrante do circuito elétrico permite operações de solda de materiais não condutores de eletricidade [31].

Em outra modalidade da soldagem PLASMA, é estabelecido um arco voltaico entre o eletrodo e a peça de soldagem, denominado de Arco Transferido ou Arco Principal. O arco piloto exerce fundamental importância no estabelecimento do arco transferido. O jato de plasma gerado pelo arco piloto, em contato com a peça de soldagem, se torna uma espécie de condutor elétrico conectando-a ao eletrodo de tungstênio. Portanto, para promover a passagem de eletricidade através do jato de plasma, basta impor uma diferença de potencial entre o eletrodo e a peça de soldagem, estabelecendo assim o arco transferido. Neste caso, o calor é transferido à peça pela mancha anódica sobre ela, assim como pelo jato de plasma. Em função destas características, o arco transferido, por sua própria natureza, cede maior energia para a peça, se tornando o tipo de arco mais utilizado na soldagem de metais. O arco piloto e o arco transferido são representados na Figura 13(a).

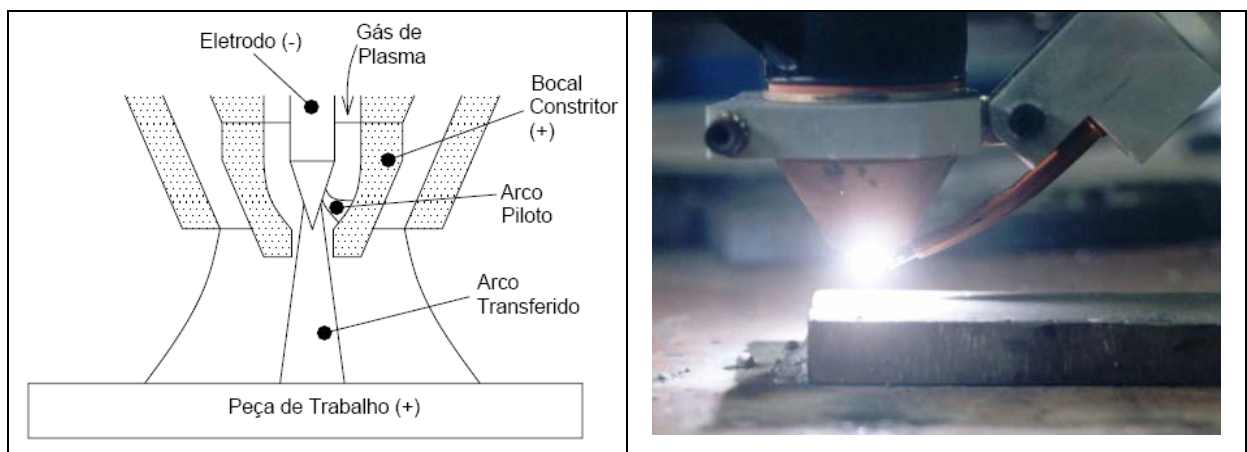


Figura 13 – (a) Esquema do arco piloto e do arco transferido e (b) alimentação de arame na pistola plasma.

A adição de material pode ser realizada na forma de varetas, as mesmas utilizadas

para o processo TIG de forma manual, ou pode ser realizada de forma automática, utilizando arame bobinado (Figura 13 (b)).

Na adição de material de forma manual, as características do processo são muito semelhantes à soldagem TIG com adição de metal, onde o soldador conduz a pistola de soldagem com uma das mãos, e com a outra mão faz a adição de material. Nesta forma de soldagem podem ser atingidos bons níveis de qualidade no cordão de solda, já que existe bom controle do aporte de energia e da adição de material. Contudo, é um processo lento, onde a taxa de alimentação, medida em kg/h se torna baixa, comprometendo a utilização do processo em operações que exigem maior produção.

A adição automática de arame é uma alternativa melhor quando se deseja aliar qualidade e taxa de produção nos processos TIG e PLASMA. Nesta situação, é adicionado material na forma de arame bobinado, em muitos casos, o mesmo utilizado no processo MIG/MAG. O arame é movimentado até a tocha de soldagem através de um cabeçote tracionador, de forma contínua com velocidade controlada. Ao chegar à pistola de soldagem, o arame é conduzido ao arco voltaico através de um sistema direcionador.

2.5 PROCESSO DE REFUSÃO SUPERFICIAL

Na soldagem de recobrimento superficial, a microestrutura da camada revestida pode afetar a resistência à cavitação. A presença de inclusões, poros e segregações é prejudicial ao material, pois influencia diretamente no processo erosivo [32]. O processo de refusão pode minimizar o problema, melhorando a homogeneidade e refinando a microestrutura do revestimento. A superfície refundida adquire dureza elevada, maior resistência ao desgaste e à corrosão, além de ficar mais “lisa”, minimizando a área esmerilhada para correção do perfil da peça (no caso de pás de turbinas hidráulicas), preservando a estrutura refinada. Também se pode reduzir tensões residuais trativas na superfície da peça ou substituí-las por tensões compressivas. Devido à menor penetração térmica, distorções da peça são mínimas.

Como o processo necessita de um aporte térmico mínimo para fundir a superfície do revestimento, alguns inconvenientes podem surgir [33]. Um deles é a evaporação, onde uma energia de fusão demasiadamente alta pode fazer com que a superfície do líquido formado ultrapasse a temperatura de evaporação do metal, transformando a liga em gás ou vapor. Pequenas bolhas formadas no líquido podem vencer a tensão superficial e se romper, gerando respingos.

Um outro problema que pode surgir é a oxidação. O aquecimento excessivo pode gerar reações químicas irreversíveis, comprometendo as características do material. A oxidação acontece nas superfícies e nos contornos de grãos.

Se o material for aquecido de forma heterogênea, surgem gradientes térmicos que podem levar o material à fratura. O gradiente de temperatura do metal tende a gerar um grande diferencial de dilatação, induzindo tensões residuais na superfície do material.

As propriedades e a qualidade da camada refundida dependem da técnica de refusão utilizada, das características metalúrgicas do substrato, da composição química do material e da habilidade do operador (quando não utilizado um processo automatizado).

A microestrutura e as propriedades mecânicas da camada refundida variam em função da cinética de solidificação. Em geral, as superfícies refundidas pelo processo de oxigás tendem a solidificar mais lentamente do que as refundidas pelo processo a laser. Esta diferença produz microestruturas e propriedades muito diferentes. A energia imposta e o tempo da interação durante a refusão são os principais fatores de influência na microestrutura. A temperatura superficial máxima não pode alcançar uma faixa de intensa vaporização, requerendo um limite de aporte térmico. O tempo de interação não pode ser reduzido significativamente se for requerida uma espessura mínima de camada refundida. [34].

As características como peso, forma e tamanho do substrato tem grande influência na escolha do processo de refusão a ser utilizado. Para substratos grandes e/ou difíceis de transportar, é mais conveniente utilizar processos de refusão manuais ou semi-automáticos. Os processos Oxigás, TIG, e Plasma, cujos equipamentos são portáteis, servem bem às aplicações de campo. O equipamento a laser é menos flexível para as aplicações de refusão em campo.

A composição química do substrato, temperatura de fusão e suas características de expansão e contração tem grande significância na seleção do processo de refusão. Os aços de forma geral são apropriados para refusão. Os aços inoxidáveis e a maioria das ligas a base de Ni são facilmente refundidas superficialmente por todos os processos de refusão com excelentes resultados [32].

Os substratos geralmente devem ser aquecidos uniformemente a altas temperaturas durante a refusão para a obtenção de superfícies livres de trincas. A seleção do processo de refusão afetará o aporte térmico e os requisitos de pré-aquecimento. As diferenças de expansão e contração entre a camada refundida e o substrato são muito importantes em aplicações que envolvam ciclos térmicos, pois diferenças muito grandes podem resultar em falha por fadiga térmica na camada refundida.

A qualidade da camada refundida dependerá diretamente da habilidade do soldador quando utilizados processos manuais como Oxigás ou TIG. Já em processos automatizados como laser ou plasma, a influência do soldador é mínima, considerando que os parâmetros de operação estejam previamente acertados.

2.6 CARACTERÍSTICAS DOS PRINCIPAIS PROCESSOS DE REFUSÃO

2.6.1 REFUSÃO POR TIG

A temperatura de fusão do processo TIG é obtida mantendo um arco entre um eletrodo de tungstênio e o substrato. A temperatura do arco pode chegar a 2500 °C [35]. Um gás inerte sustenta o arco e protege o metal fundido da contaminação atmosférica. O gás inerte é normalmente argônio, hélio, ou uma mistura do hélio e argônio. As fontes de alimentação convencionais são as normalmente usadas. Também são utilizados os transformadores com alta frequência.

Suas vantagens estão relacionadas com alta qualidade do cordão refundido, superfície refundida com baixa distorção, e controle preciso do aporte térmico.

Suas desvantagens incluem a tolerância baixa para contaminantes no eletrodo de tungstênio ou no substrato.

A refusão de superfície pelo processo TIG pode ser realizado automaticamente através do acoplamento da tocha em um mecanismo oscilador (como o Bug'o, por exemplo). Desta forma, alta qualidade da camada refundida e repetibilidade podem ser produzidas controlando a oscilação da tocha e a velocidade soldagem.

2.6.2 REFUSÃO POR PLASMA

O processo de refusão por plasma é similar ao processo de refusão por TIG. A diferença principal é que o arco plasma utiliza um bocal constritor que aumenta consideravelmente a energia do arco.

A refusão por plasma tem como vantagens a maior penetração em um único passe e uma tolerância maior às variações da distância bico/peça, comparada com o processo TIG,

além de outras já citadas no processo de soldagem plasma.

Como desvantagem tem-se a dificuldade de se trabalhar manualmente com este processo, visto que não se obteria camadas refundidas uniformes.

2.6.3 REFUSÃO A LASER

A refusão a laser requer densidades de energia mais elevadas que os níveis usados para a têmpera a laser.

Neste processo, geralmente o feixe de energia tem de 1 a 2 milímetros de diâmetro, produzindo uma área refundida de 2 a 3 milímetros. Sobrepondo essas áreas de passagem do feixe com sobreposição de 25 a 50%, áreas maiores podem ser refundidas.

Além de ser lenta para grandes superfícies, esta técnica pode causar revenimento e trincas nas regiões de sobreposição, diminuindo a qualidade da camada refundida.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A escolha dos materiais utilizados neste trabalho se baseou na intenção de comparar a liga comercial com maior volume de utilização em revestimentos soldados resistentes à cavitação – Cavitec, específica para soldagem MIG, com uma liga comercial em nova versão, específica para soldagem plasma – Cavitalloy, e uma liga em processo de desenvolvimento, também específica para soldagem plasma – Durcavit. As três ligas têm características semelhantes, com pequenas diferenças na composição química.

O processo Plasma PTA – arame foi utilizado devido às suas vantagens em relação aos processos convencionais de revestimentos soldados, como por exemplo, estabilidade de arco, pequena zona afetada pelo calor (ZTA), menor aporte térmico, gerando menores tensões residuais na peça, menor diluição, com conseqüente diminuição de perda da composição química original, além de se adequar bem à automatização.

Os substratos de aço carbono foram escolhidos por esta liga ser amplamente utilizada na confecção de turbinas hidráulicas.

Todas as ligas foram depositadas em duas camadas, tanto para o amanteigamento quanto para o revestimento, devido ao fato de que a partir de duas camadas não se tem, a princípio, para os consumíveis selecionados, efeitos das modificações na composição química oriundas da diluição imposta pelo processo de soldagem [3, 32].

Os parâmetros de soldagem foram selecionados em experimentos prévios, levando em conta fatores como a estabilidade do arco, ocorrência de respingos, formação de poros, molhabilidade, diluição, etc. Foram desenvolvidos parâmetros diferentes para cada liga, tendo em vista que o objetivo deste trabalho não é comparar as ligas nas mesmas condições, mas na condição ótima de soldagem de cada uma delas.

Na caracterização dos revestimentos, foram utilizadas as Microscopias Ótica e Eletrônica de Varredura para avaliação das microestruturas, bem como orientações de crescimento e avaliação dos diâmetros médios de grãos, presença de precipitados, profundidade de camada refundida e mecanismos de perda de massa durante a cavitação acelerada.

A composição química dos revestimentos foi obtida através de Espectrometria.

As fases presentes na microestrutura dos revestimentos e as transformações de fase induzidas por deformação foram determinadas por Difração de Raios-X.

O Ensaio de Microdureza serviu de base para comparações de propriedades mecânicas entre os revestimentos soldados, assim como para avaliação das mudanças de dureza devido a refusão das amostras. A microdureza também foi correlacionada com tamanho de grão e com resultados dos ensaios de cavitação.

Através do Ensaio de Cavitação foram determinadas as taxas de perda de massa e o período de incubação das ligas estudadas.

3.2 MATERIAIS

As composições químicas das três ligas austeníticas ao Co estudadas foram obtidas conforme a norma AWS 5.18 a partir de depósitos soldados, e estão mostradas na Tabela 4.

Tabela 4 - Composições químicas das ligas analisadas.

Liga	Arame	Ø (mm)	Elementos químicos (%)									
			C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Cu	V	P	N
Cavitec	tubular	1,2	0,21	2,4	10	13,6	0,12	11,3	0,1	0,06	0,03	0,2
Cavitalloy	tubular	1,3	0,21	1,6	9,6	18,7	0,16	11,6	0,04	0,08	0,02	0,37
Durcavit	tubular	1,6	0,2	1,2	7,0	15,8	0,66	9,0	0,03	0,07	0,01	0,12

Foram preparados, para cada liga, 3 amostras revestidas por soldagem plasma - PTA, sendo que cada uma delas teve uma parte refundida posteriormente também pelo processo plasma-PTA.

As amostras receberam depósitos de duas camadas de consumível AWS 5.9 ER309LSi na forma de arame maciço para “amanteigamento” e, posteriormente, duas camadas das ligas de revestimento, sendo depositados aproximadamente 15 cordões em cada camada, com sobreposição de 50%.

O metal base utilizado foi aço carbono ABNT 1020, com dimensões 150 x 100 x 25 mm. A composição química da liga de amanteigamento, fornecida pelo fabricante, é mostrada na Tabela 5.

Tabela 5 - Composição química da liga de amanteigamento.

Liga	Arame	Ø (mm)	Elementos químicos (%)								
			C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Cu	V	P
ER309LSi	tubular	1,2	0,02	0,8	1,8	20	10	-	-	-	-

Após a deposição do revestimento, os corpos de prova foram divididos em duas partes, uma apenas revestida e a outra refundida posteriormente.

As regiões destinadas ao ensaio de cavitação em cada amostra foram cortadas e usinadas para adequação de geometria, sendo posteriormente lixadas e polidas.

3.3 EQUIPAMENTOS

Utilizou-se uma fonte de soldagem microprocessada MTE DIGITEC 450, módulo plasma acoplado ao sistema tracionador de arame e tocha plasma Thermal Dynamics modelo 300 acoplada ao sistema de deslocamento Bug'o. As soldagens foram realizadas na modalidade plasma pulsado. A Figura 14 mostra configuração do equipamento, sistema de deslocamento e tocha de soldagem.



Figura 14 - Bancada de soldagem.

3.4 GASES

Os gases utilizados na deposição dos cordões foram Ar puro como gás de plasma, Ar

+ 2% O₂ nos amanteigamentos, e Ar + 3% CO₂ nos revestimentos das ligas analisadas e nas refusões.

3.5 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Todos os depósitos soldados foram realizados em posição plana. As variáveis de soldagem foram selecionadas em experimentos anteriores e definidas em função de características como estabilidade de arco, ocorrência de respingos, porosidade, molhabilidade, etc. Para determinação da velocidade de avanço ideal do arame foi utilizado como referência a manutenção do arame no centro do arco plasma durante a soldagem. O sentido de soldagem foi à frente. Foi utilizado um recuo de eletrodo de 0,8 mm.

Todos os depósitos de amanteigamento (AWS 5.9 ER309LSi) foram realizados com as variáveis descritas na Tabela 6.

Tabela 6 – Variáveis da deposição do amanteigamento.

Material	Ip [A]	Ib [A]	Tp [s]	Tb [s]	Gás de Plasma [l/min]	Gás de Proteção [l/min]	Var (pulso) [m/min]	Var (base) [m/min]	Vs [cm/min]	Dist. tocha-peça [mm]
309LSi	180	120	0,1	0,1	1,7	10	2,3	1,8	15	10

A liga comercial Cavitec foi depositada com as variáveis descritas na Tabela 7.

Tabela 7 – Variáveis utilizadas para a liga Cavitec.

Material	Ip [A]	Ib [A]	Tp [s]	Tb [s]	Gás de Plasma [l/min]	Gás de Proteção [l/min]	Var (pulso) [m/min]	Var (base) [m/min]	Vs [cm/min]	Dist. tocha-peça [mm]
Cavitec	180	120	0,1	0,1	1,5	12	1,2	1,2	12	8

A liga comercial Cavitalloy foi depositada com dois conjuntos de variáveis, uma para o depósito do Cavitalloy sobre o AWS 309LSi (1º passe), e outro para o depósito do Cavitalloy sobre Cavitalloy (2º passe). Isto ocorreu em função da diferença de molhabilidade entre as duas situações, resultando em ajustes de valores. Estas variáveis estão descritas na Tabela 8.

Tabela 8 – Variáveis utilizadas para a liga Cavitalloy.

Material	Ip [A]	Ib [A]	Tp [s]	Tb [s]	Gás de Plasma [l/min]	Gás de Proteção [l/min]	Var (pulso) [m/min]	Var (base) [m/min]	Vs [cm/min]	Dist. tocha-peça [mm]
Cavitalloy (1º passe)	210	110	0,1	0,1	2	11	2,3	1,7	12	8
Cavitalloy (2º passe)	190	100	0,1	0,1	2	11	2,1	1,6	12	8

A liga experimental Durcavit foi depositada com as variáveis descritas na Tabela 9.

Tabela 9 – Variáveis utilizadas para a liga Durcavit.

Material	Ip [A]	Ib [A]	Tp [s]	Tb [s]	Gás de Plasma [l/min]	Gás de Proteção [l/min]	Var (pulso) [m/min]	Var (base) [m/min]	Vs [cm/min]	Dist. tocha-peça [mm]
Durcavit	240	120	0,1	0,1	1,5	11	1,7	1,7	12	7

A Tabela 10 resume as variáveis utilizadas na refusão de cada revestimento. Todas as amostras foram refundidas pelo processo plasma pulsado nas mesmas condições.

Tabela 10 – Variáveis utilizadas na refusão dos revestimentos.

Material	Imp [A]	Imb [A]	Gás de Plasma [l/min]	Gás de Proteção [l/min]	Vs [cm/min]	Dist. tocha-peça [mm]
Refusão Cavitec	180	140	1,5	11	12	8
Refusão Cavitalloy	180	140	1,5	11	12	8
Refusão Durcavit	180	140	1,5	11	12	8

3.6 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

3.6.1 MICROSCOPIA E ANÁLISE METALOGRÁFICA

Os revestimentos depositados foram analisados inicialmente por Microscopia Ótica para análise microestrutural. Para a revelação da microestrutura utilizou-se reativo do tipo Vilella.

Adicionalmente utilizou-se Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDX), em um microscópio Philips, modelo XL30, para analisar a microestrutura dos revestimentos antes, durante e após ensaio de cavitação acelerada.

Para a determinação do tamanho médio dos grãos foi utilizada a norma ASTM E 112 95.

3.6.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS – X

As fases presentes nos revestimentos foram analisadas por Difração de Raios-X, DRX, em um equipamento Shimadzu com monocromador de cobre de λ igual a 1,54nm.

3.6.3 MEDIÇÃO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado através de microdurômetro Vickers com carga de 300gf.

As medidas foram tiradas na seção transversal, em três linhas com marcações iniciadas da superfície e terminando no metal base. Os resultados referem-se à média destes três perfis em três diferentes amostras de cada liga. Também foram realizadas medições na superfície a ser analisada no ensaio de cavitação.

3.6.4 ENSAIO DE CAVITAÇÃO

A resistência à cavitação foi determinada através de dispositivo ultra-sônico de acordo com a ASTM G32-96, método indireto, em equipamento KLN System 587, com

ponteira de sacrifício de aço inoxidável 304 e sonotrodo tipo BK 101Z, com distância de 500 μ m entre o sonotrodo e a amostra.

O equipamento consiste de um transdutor piezoelétrico que faz vibrar a ponta do sonotrodo na frequência de $20\pm 0,5$ kHz. O corpo de prova está montado na extremidade, imerso em água destilada à 21°C. A Figura 15 mostra o esquema da montagem do dispositivo de ensaio.

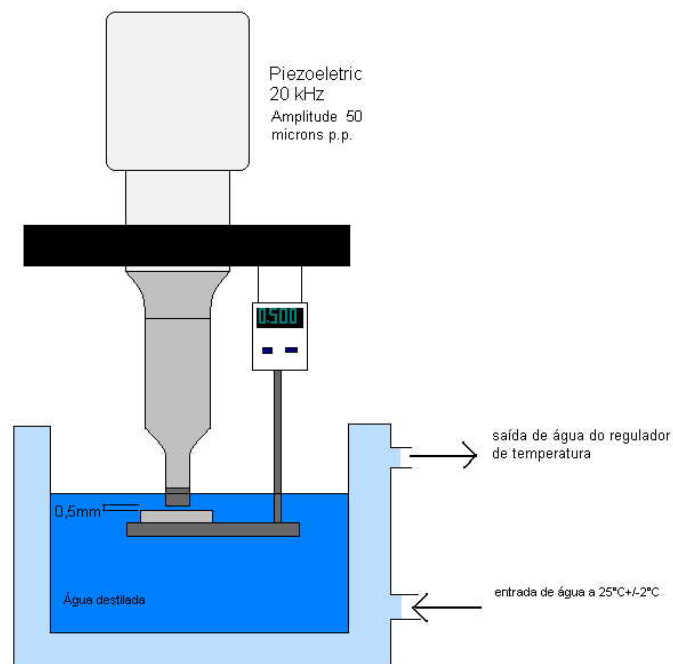


Figura 15 – Esquema de montagem do dispositivo de ensaio de cavitação [36].

Os corpos de prova foram pesados em uma balança Mettler Toledo, com 0,1 mg de precisão, em intervalos regulares, tendo a massa perdida registrada em função do tempo de ensaio.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ASPECTO DOS REVESTIMENTOS SOLDADOS

A liga Cavitec, por não se tratar de uma liga específica para aplicação por processo plasma, apresentou poros nos ensaios iniciais. Esta situação foi contornada através do aumento da corrente de pico, passando da transferência globular para filamentar. Foram testados dois métodos: o primeiro com o arame a meia altura do arco plasma e o segundo com o arame posicionado diretamente na poça fundida. Com o arame a meia altura, a transferência torna-se instável, gerando respingos durante a deposição. Este fenômeno é diminuído direcionando-se o arame na poça fundida. Nesta situação, o controle da velocidade do arame é importante para que haja a fusão total do mesmo.

A Figura 16 mostra o aspecto dos cordões do revestimento Cavitec. Os cordões são homogêneos e as escamas decorrentes de processo de pulsação térmica são bem definidas. O defeito visualizado ocorreu por falha na alimentação do arame durante a deposição, não interferindo nos resultados.



Figura 16 – Aspecto do revestimento Cavitec.

O arame Cavitalloy desenvolvido para a aplicação por plasma apresentou maior estabilidade de arco durante a soldagem, sem o aparecimento de poros e respingos. Foi utilizada a técnica de posicionamento do arame direto na poça fundida. As soldas realizadas com esta liga foram as que apresentaram menor índice de defeitos, não sendo necessárias alterações significativas nos parâmetros de soldagem. Neste sentido, o material desenvolvido

especialmente para soldagem a plasma apresentou melhores resultados.

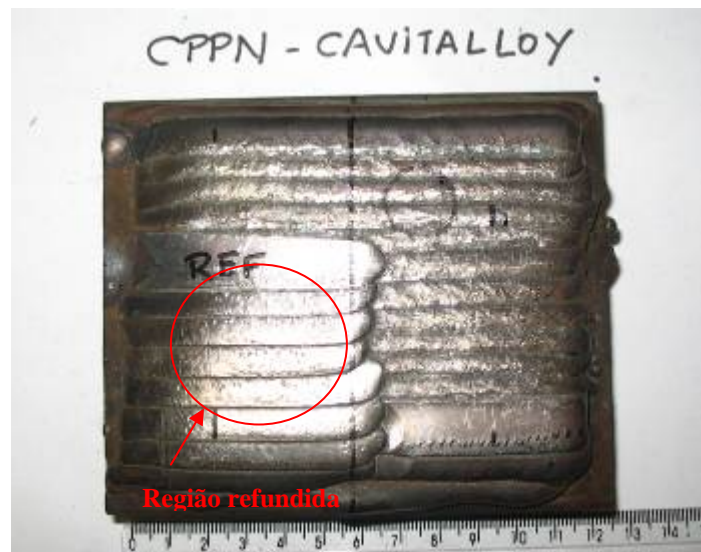


Figura 17 – Aspecto do revestimento Cavitalloy, com uma região já refundida em destaque.

A Figura 17 mostra o aspecto do revestimento da liga Cavitalloy. Pode-se observar nesta figura uma região já refundida.

A liga Durcavit, por se tratar de material em desenvolvimento, apresentou inicialmente alguns problemas durante a deposição, relacionados principalmente com a instabilidade do arco, formação de óxidos e respingos e pouca molhabilidade. Através da alteração dos parâmetros de soldagem conseguiu-se melhor molhabilidade e diminuição significativa do número de poros e respingos.

A Figura 18 (a e b) mostra o aspecto de um corpo de prova revestido com a liga Durcavit, apresentando cordões homogêneos e respingos de pequeno diâmetro.



Figura 18 – Aspecto do revestimento Durcavit. Em (a) visualiza-se a homogeneidade dos cordões; em (b) observa-se a presença de respingos.

4.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Os três revestimentos soldados apresentam características semelhantes, sendo visualizados grãos austeníticos com estrutura dendrítica provenientes do processo de solidificação do material soldado.

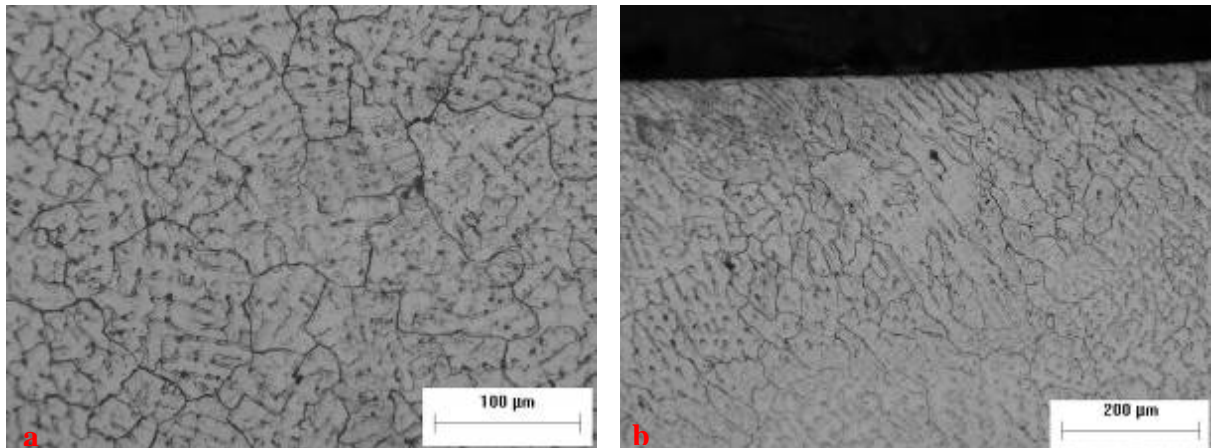


Figura 19 – Microestrutura da liga Cavitec soldada. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.

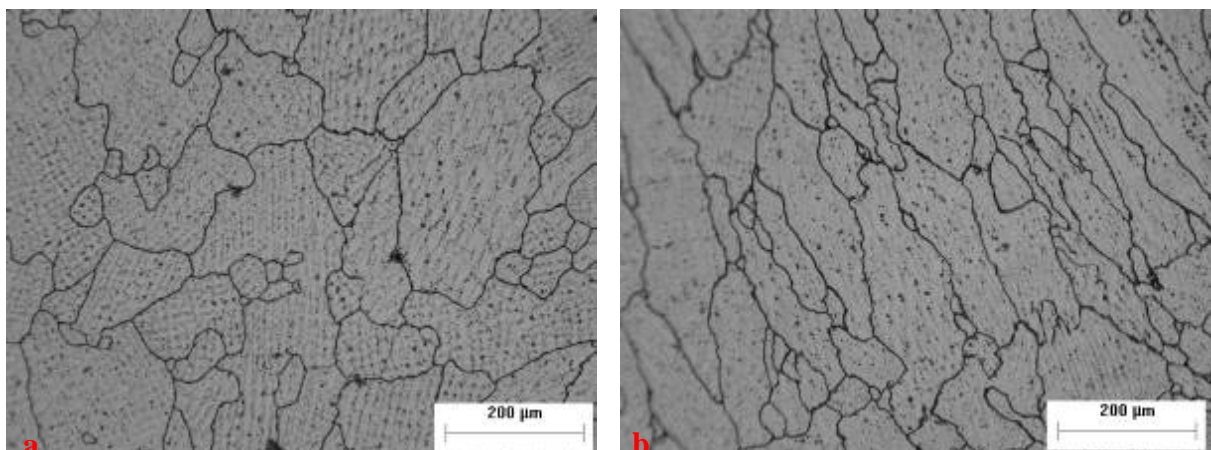


Figura 20 – Microestrutura da liga Cavitalloy soldada. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.

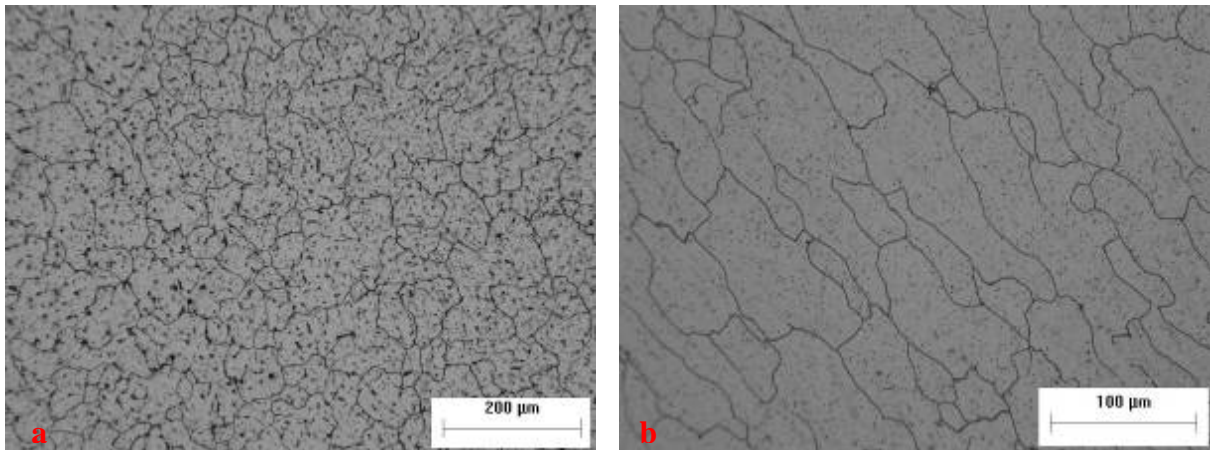


Figura 21 – Microestrutura da liga Durcavit soldada. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.

A microestrutura do revestimento Cavitalloy apresenta grãos mais grosseiros que o revestimento Cavitec. Isto pode estar relacionado com a variação dos teores de Cr e Si, visto que as condições de soldagem foram muito semelhantes. A Figura 19 (a) mostra a microestrutura da superfície (região a ser ensaiada por cavitação acelerada) da amostra e (b) mostra a microestrutura da seção transversal do revestimento Cavitec.

A microestrutura da superfície do revestimento Cavitalloy está mostrada na Figura 20 (a) e a seção transversal está mostrada em 20 (b).

A microestrutura obtida na soldagem da liga em desenvolvimento Durcavit, mostrada na Figura 21 (a) e (b), superfície e seção transversal, respectivamente, se apresenta semelhante à da liga Cavitec, com tamanho de grão mais próximo, mas com uma maior quantidade de inclusões.

Os valores médios de tamanho de grãos, medidos na região a ser submetida à cavitação (superfície), são mostrados na Tabela 11.

Tabela 11 - Tamanho de grão médio das amostras soldadas.

LIGA	TAMANHO DE GRÃO (um)
Cavitalloy	89
Cavitec	72
Durcavit	63

As fases formadas nos revestimentos propostos foram analisadas através dos Diagramas de Schaeffler, Figura 22, Hull, Figura 23 e WRC1992 modificado por Kotecki, Figura 24.

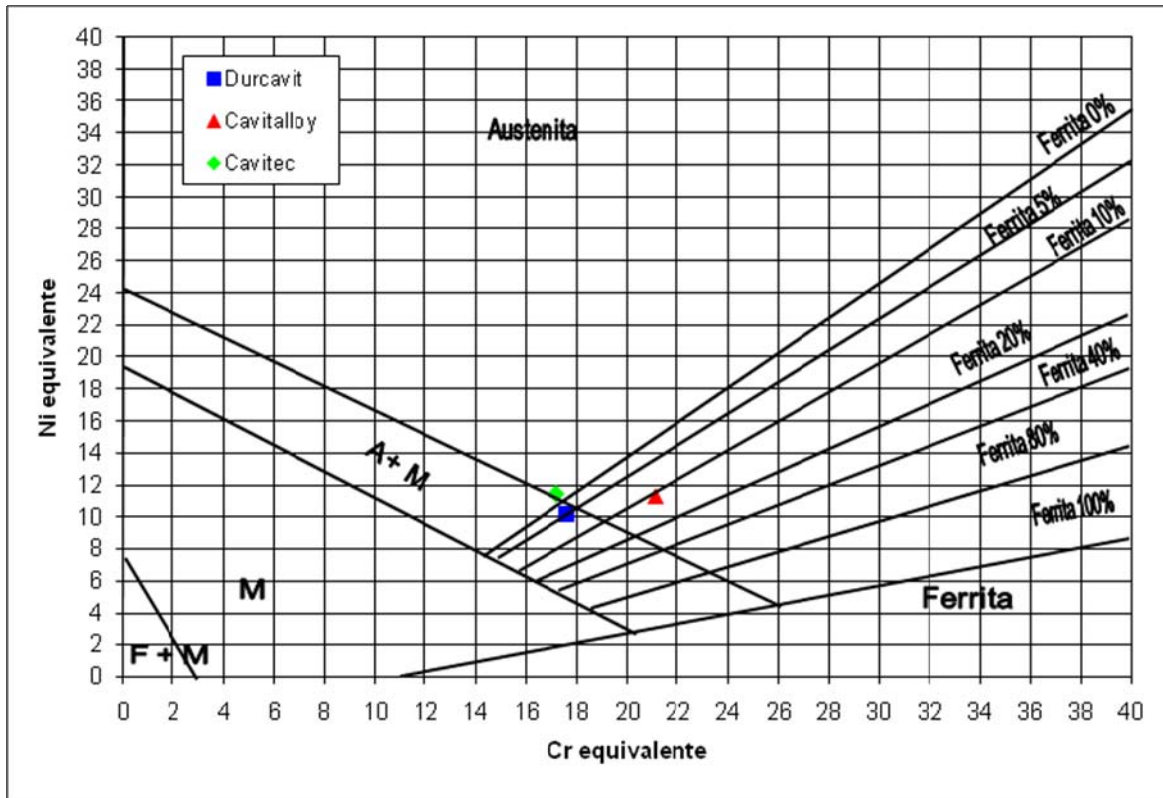


Figura 22 – Diagrama de Schaeffler para as três ligas testadas.

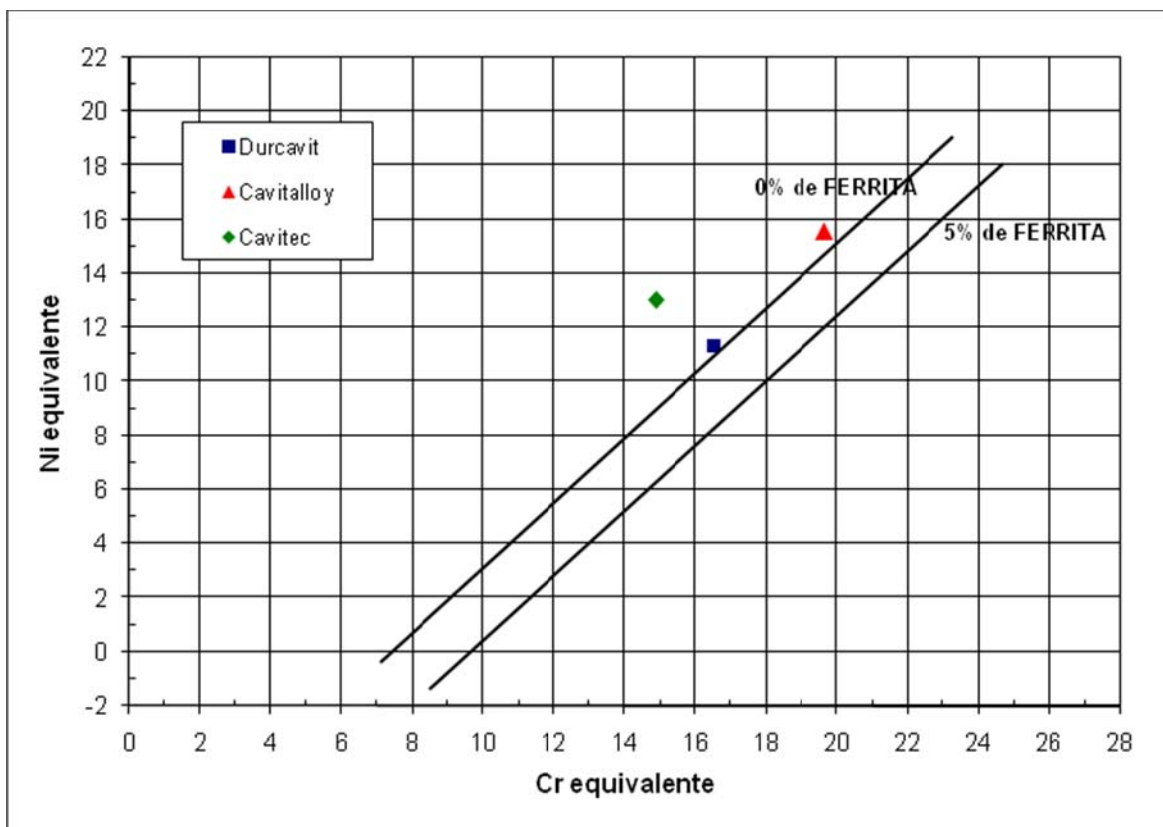


Figura 23 – Diagrama de Hull para as três ligas estudadas.

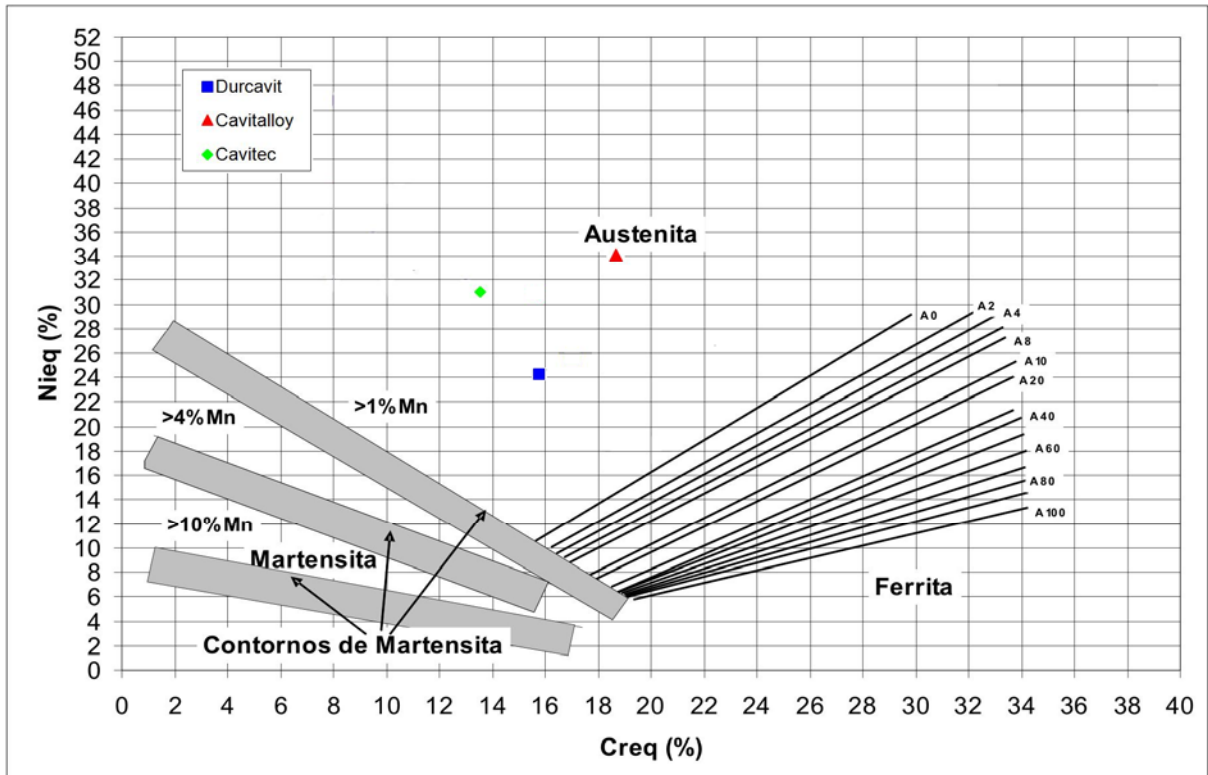


Figura 24 – Diagrama WRC1992, modificado por Kotecki, para as três ligas estudadas.

Observa-se no Diagrama de Schaeffler, Figura 22, que apenas a liga Cavitec apresenta estrutura monofásica austenítica. A liga Durcavit apresenta além da estrutura austenítica, estrutura martensítica. A liga Cavitalloy apresenta em torno de 10% de ferrita.

Os efeitos dos elementos Mn e Co na formação de ferrita δ foram analisados pelo Diagrama de Hull, Figura 23. Observa-se que todas as ligas estudadas apresentam a formação de estrutura monofásica austenítica.

A possibilidade de formação de martensita α nas ligas estudadas foi avaliada através do Diagrama WRC1992, modificado por Kotecki, em virtude da presença de Mn na composição química, o qual apresenta um maior efeito estabilizador da austenita que o proposto por Schaeffler [26,27]. A disposição das ligas estudadas neste diagrama (Figura 24) indica que todas apresentam a formação de estrutura monofásica austenítica.

Os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} estão dispostos na Tabela 12.

Tabela 12– Valores de Cr e Ni equivalentes.

LIGA	Schaeffler			Hull			WRC1992		
	Cr _{eq}	Ni _{eq}	Cr _{eq} / (Cr _{eq} + Ni _{eq})	Cr _{eq}	Ni _{eq}	Cr _{eq} / (Cr _{eq} + Ni _{eq})	Cr _{eq}	Ni _{eq}	Cr _{eq} / (Cr _{eq} + Ni _{eq})
Cavitalloy	21,1	11,26	0,65	19,65	15,60	0,55	18,70	34,08	0,35
Cavitec	17,2	11,42	0,60	14,89	13,02	0,53	13,60	31,13	0,30
Durcavit	17,6	10,16	0,63	16,53	11,32	0,59	15,80	24,26	0,39

Na análise de microestrutura dos revestimentos refundidos, podemos observar nas Figuras 25 (a), 26 (a) e 27 (a) a superfície dos corpos de prova que passarão pelo ensaio de cavitação acelerada. Nota-se uma estrutura mais grosseira nas ligas Cavitec e Cavitalloy e uma estrutura refinada na liga Durcavit.

As Figuras 25(b), 26 (b) e 27 (b) mostram a seção transversal das amostras, com as dendritas orientadas na direção do escoamento de calor.

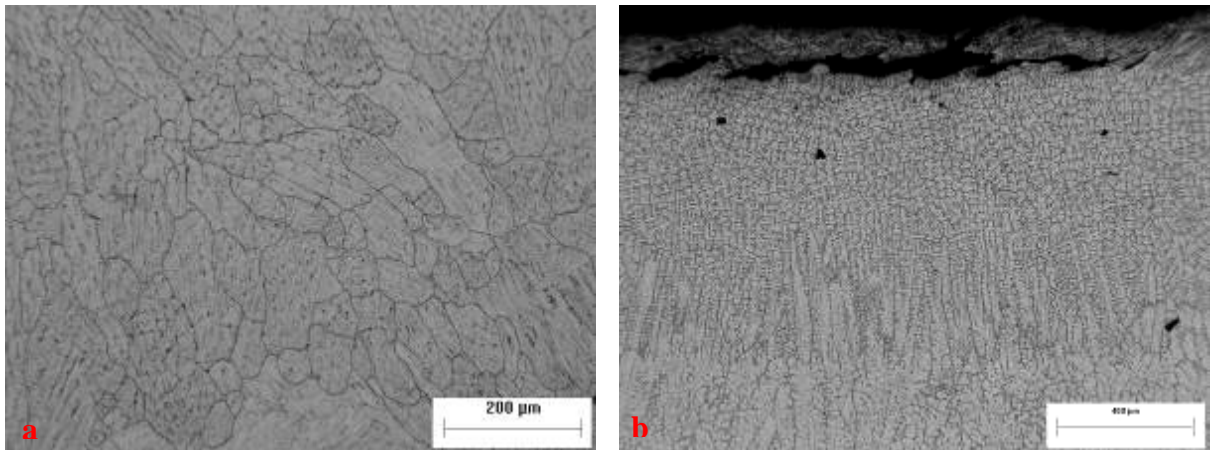


Figura 25 – Microestrutura da liga Cavitec refundida. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.

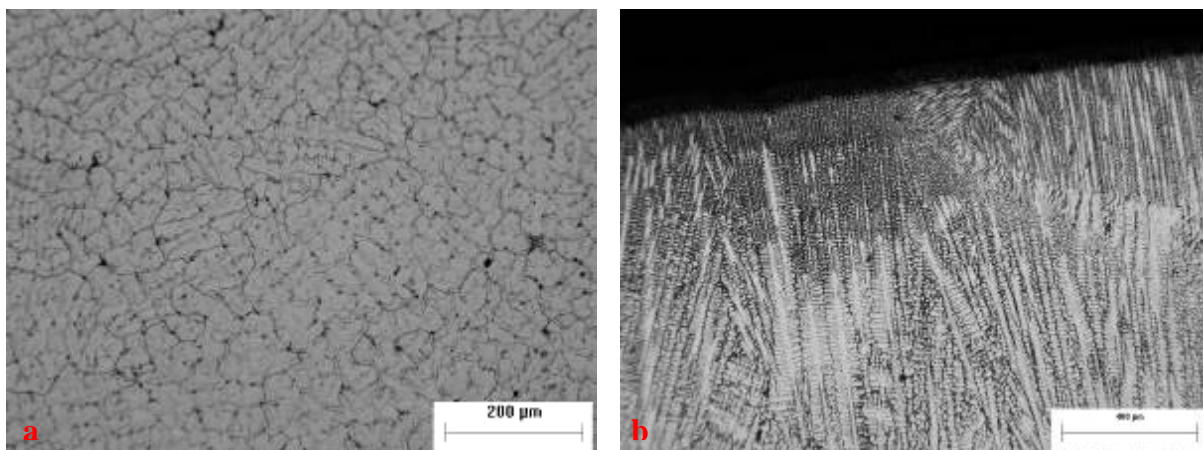


Figura 26 – Microestrutura da liga Cavitalloy refundida. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.

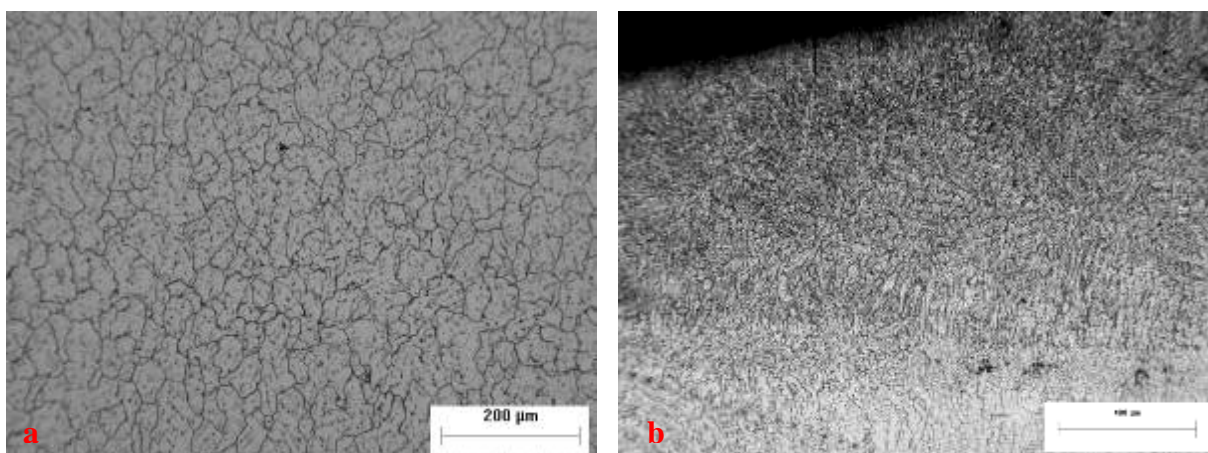


Figura 27 – Microestrutura da liga Durcavit refundida. (a) superfície do corpo de prova do ensaio de cavitação; (b) seção transversal da amostra.

Os valores médios de tamanho de grãos das amostras refundidas, medidos na superfície a ser submetida ao ensaio de cavitação (superfície), são mostrados na Tabela 13.

Tabela 13 - Tamanho de grão médio das amostras refundidas.

LIGA	TAMANHO DE GRÃO (um)
Cavitalloy	100
Cavitec	110
Durcavit	65

As ligas refundidas Cavitalloy e Cavitec apresentaram grãos equivalentes, sendo que ambas tiveram um aumento expressivo no tamanho médio dos grãos em relação à condição

soldada. Este fato pode estar relacionado com a alta energia empregada nas refusões, visto que as correntes médias de pico (I_{mp}) são próximas das utilizadas na soldagem dos revestimentos e a corrente média de base (I_{mb}) é superior às utilizadas na deposição das duas ligas.

Já a liga Durcavit apresentou um pequeno aumento de tamanho de grão na condição refundida, mas mantendo ainda uma condição de maior refino de grão em relação às outras ligas. Isto pode ter ocorrido em função da corrente média de pico da refusão ser inferior à corrente utilizada na soldagem do revestimento.

A utilização de alta energia na refusão se deu em função da busca por uma zona refundida mais profunda, visto que as amostras serão usinadas para a confecção dos corpos-de-prova para o ensaio de cavitação, sendo removidas as camadas superficiais dos revestimentos. Em uma situação real de revestimentos de pás de turbinas, há necessidade de esmerilhar a superfície das mesmas para correção de seu perfil e melhorar seu acabamento, o que exige, em média, 3 mm de sobrematerial. Com a refusão, devido à maior homogeneidade superficial, remove-se em torno de 0,5 a 1,0 mm de camada do revestimento com o esmerilhamento.

As profundidades máximas e mínimas da zona refundida nos corpos de prova foram medidas através de macrografias, onde o valor médio das regiões de maior profundidade é igual a 2,1 mm e o valor médio das regiões de menor profundidade (sobreposições de cordões) é igual a 1,1 mm. A Figura 28 mostra uma macrografia utilizada nas medições da zona refundida.

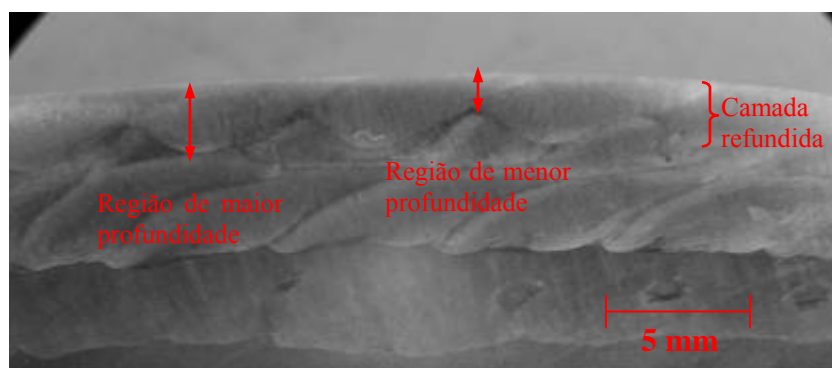


Figura 28 – Macrografia utilizada na medição da zona refundida.

4.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A análise de raios-X mostra a presença de estrutura monofásica austenítica para os três revestimentos, confirmando os dados da metalografia e do diagrama de Schaeffler. As Figuras 29 a 31 mostram os difratogramas das três ligas estudadas.

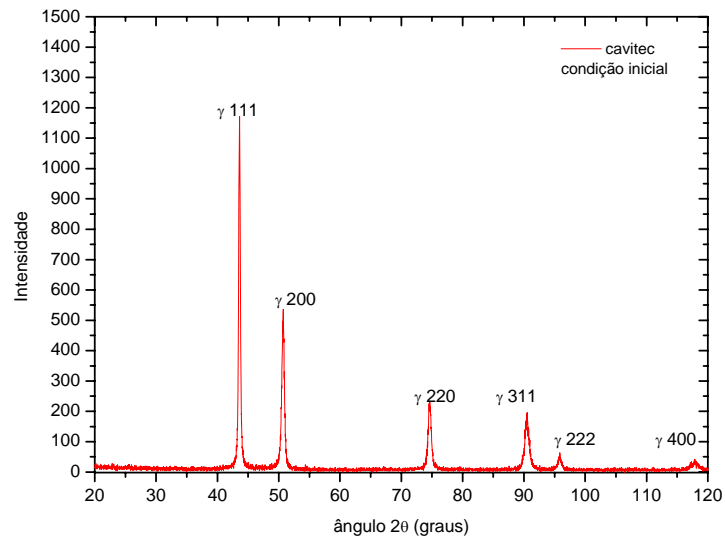


Figura 29 – Difratoograma da liga Cavitec no estado como soldado.

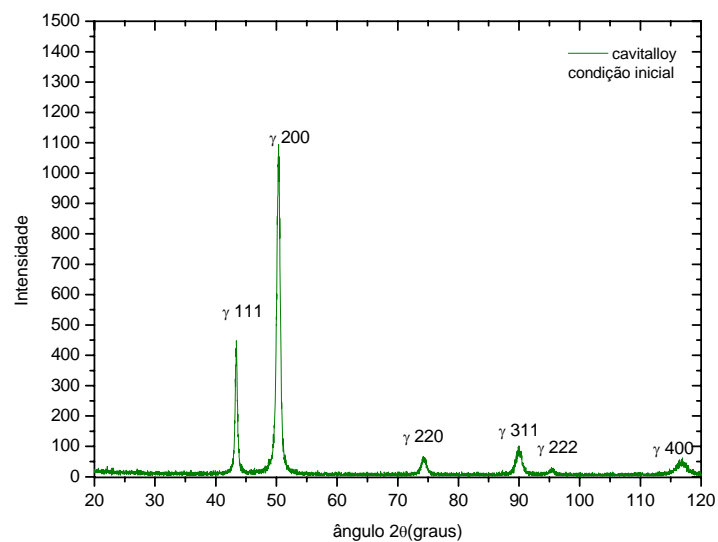


Figura 30 – Difratoograma da liga Cavitalloy no estado como soldado.

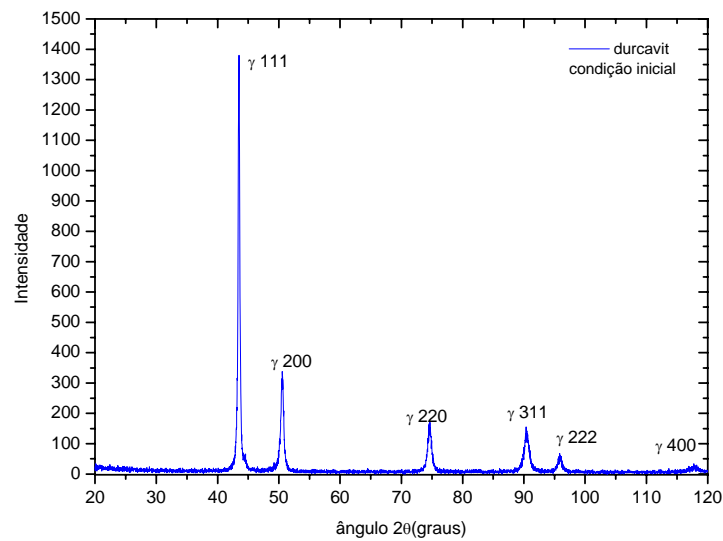


Figura 31 – Difratoograma da liga Durcavit no estado como soldado.

4.4 MICRODUREZA DAS AMOSTRAS

As amostras soldadas apresentaram valores de dureza muito próximos, com valores médios perto dos 400 HV.

A Figura 32 mostra os valores médios de dureza das três ligas soldadas.

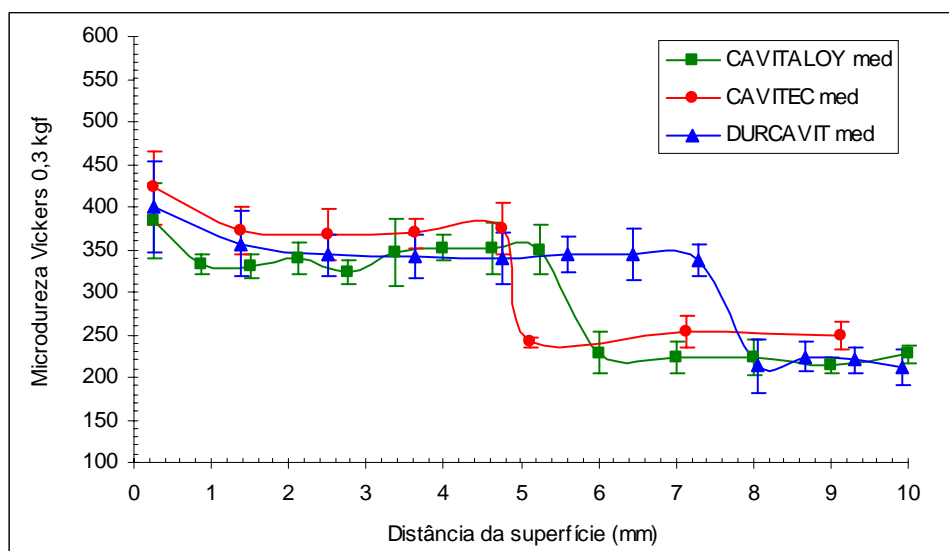


Figura 32 – Perfis de dureza das amostras como soldadas.

As ligas Cavitec e Durcavit refundidas tiveram um decréscimo de dureza com a

refusão, como pode ser observado na Figura 33. Isto pode estar relacionado com o aumento do tamanho médio dos grãos. Já a liga Cavitalloy teve um aumento de dureza, mesmo com o aumento do tamanho médio dos grãos, provavelmente em função dos procedimentos de corte e lixamento das amostras.

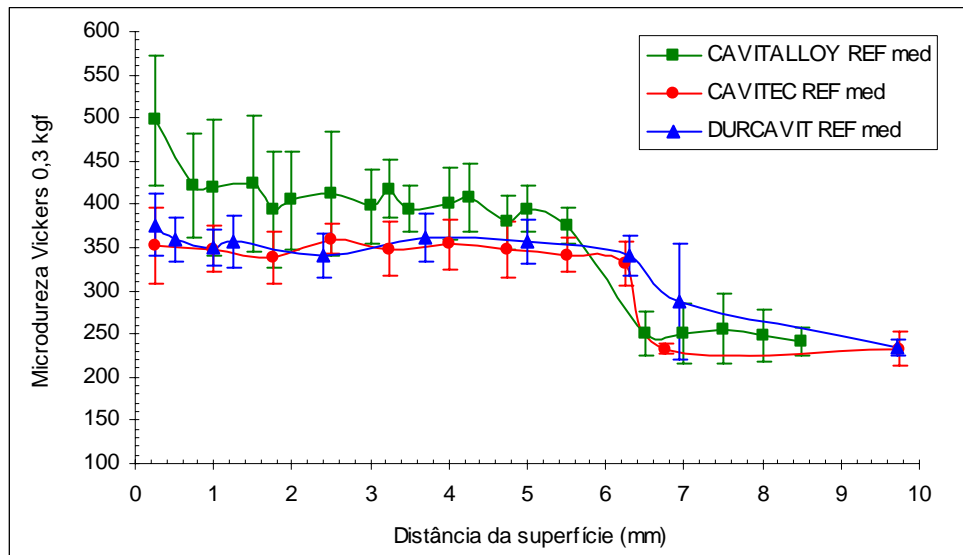


Figura 33 – Perfis de dureza das amostras refundidas.

4.5 ENSAIO DE CAVITAÇÃO

Na condição soldada, a liga Cavitec foi a que apresentou melhor resistência à cavitação, obtendo um período de incubação de 19 horas e taxa erosiva de 0,44 mg/h. A liga experimental Durcavit, apesar de obter uma taxa erosiva semelhante à taxa da liga Cavitec (0,46 mg/h), apresentou um período de incubação curto (11 horas). A liga Cavitalloy apresentou o pior resultado, obtendo uma taxa erosiva de 0,71 mg/h e período de incubação de 9 horas, conforme indicado na Tabela 14. A Figura 34 mostra o comportamento frente ao fenômeno erosivo das três ligas soldadas.

Tabela 14 - Tempo de incubação e taxa de erosão das ligas soldadas testadas.

Liga	Tempo de incubação (Ti) (h)	Taxa de erosão (TE) (mg/ hora)
Cavitec	19	0,44
Durcavit	11	0,46
Cavitalloy	9	0,71

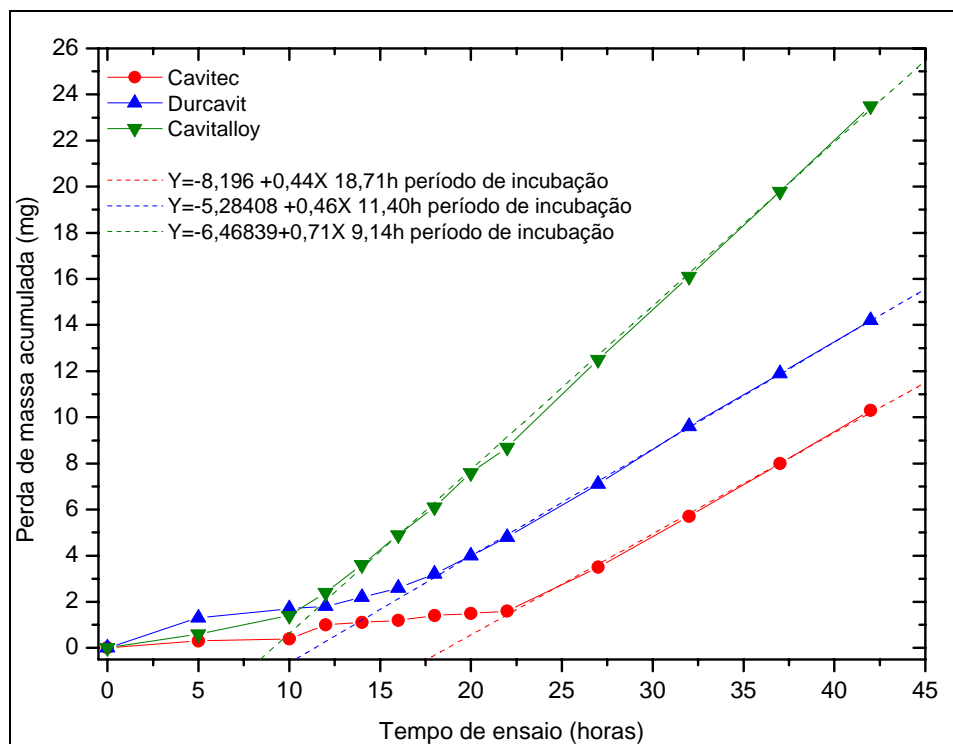


Figura 34 - Resistência à cavitação das ligas estudadas na condição soldada.

Conforme exposto no Capítulo 2.2, a resistência à cavitação está relacionada diretamente com a Energia de Falha de Empilhamento (EFE) e com a temperatura M_d .

Com relação a EFE, KWOK [37] estudou fórmulas empíricas para seu cálculo, baseadas na composição química da liga. A fórmula adotada neste trabalho foi a mais adequada para a composição química das ligas estudadas:

$$\text{EFE (mJ/m}^2\text{)} = 1,2 + 1,4 [\text{Ni}] + 0,6[\text{Cr}] + 17,7[\text{Mn}] - 44,7[\text{Si}]$$

A maior resistência à cavitação da liga Cavitec comprova o efeito da menor EFE (Tabela 15), assim como a liga Cavitalloy que, possuindo a maior EFE, apresentou a pior resistência ao fenômeno erosivo.

Tabela 15 – Energia de falha de empilhamento para as ligas estudadas.

Liga	EFE (mJ/m ²)
Cavitec	79
Cavitalloy	111
Durcavit	82

Em relação à Temperatura M_d , PROCOPIAK [15] em seu trabalho relacionou duas fórmulas para a obtenção deste valor:

$$M_d (K) = 1655 - 23[Cr] - 59[Ni] - 41[Mn] - 20[Si] - 777[C] - 315[N] - 24[Mo] - 12[Co] \quad (1)$$

$$M_d (K) = 686 - 6[Cr] - 25[Ni] - 16[Mn] + 21[Si] - 222[C] - 222[N] - 11[Mo] \quad (2)$$

Um maior valor de M_d indica que a austenita do aço é mais suscetível à transformação da austenita em martensita ϵ , colaborando com a resistência à cavitação. De fato, a liga que apresentou pior desempenho (Cavitalloy) apresentou menor M_d (Tabela 16).

Tabela 16 – Temperatura M_d para as ligas estudadas.

Liga	M_d (K) (1)	M_d (K) (2)
Cavitec	515	401
Cavitalloy	371	321
Durcavit	640	417

Na condição refundida, a liga Cavitec foi novamente a que apresentou melhor resistência à cavitação, inclusive com resistência superior à condição soldada, obtendo um período de incubação de 26 horas e taxa erosiva de 0,37 mg/h. A liga experimental Durcavit, apesar de apresentar uma taxa erosiva semelhante à taxa obtida no estado soldado, apresentou um período de incubação muito curto (7 horas), o pior resultado entre todas as amostras. A liga Cavitalloy refundida apresentou um período de incubação levemente superior à condição soldada, com uma taxa erosiva de 0,52 mg/h, conforme indicado na Tabela 17.

Tabela 17 - Tempo de incubação e taxa de erosão das ligas refundidas testadas.

Liga	Tempo de incubação (Ti) (h)	Taxa de erosão (TE) (mg/ hora)
Cavitec ref	26	0,37
Durcavit ref	7	0,44
Cavitalloy ref	11	0,52

A Figura 35 mostra o comportamento frente ao fenômeno erosivo das três ligas refundidas.

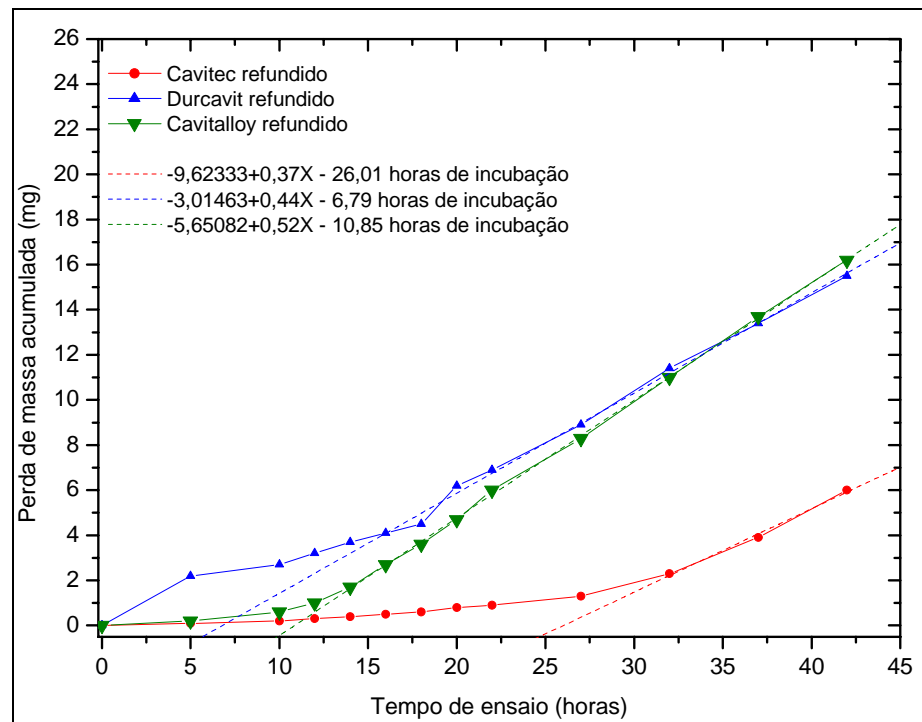
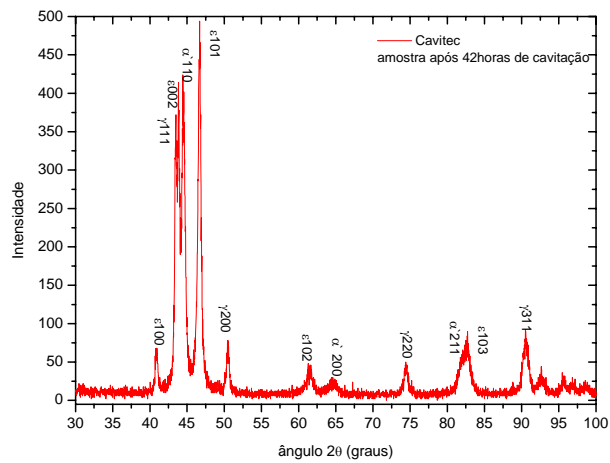
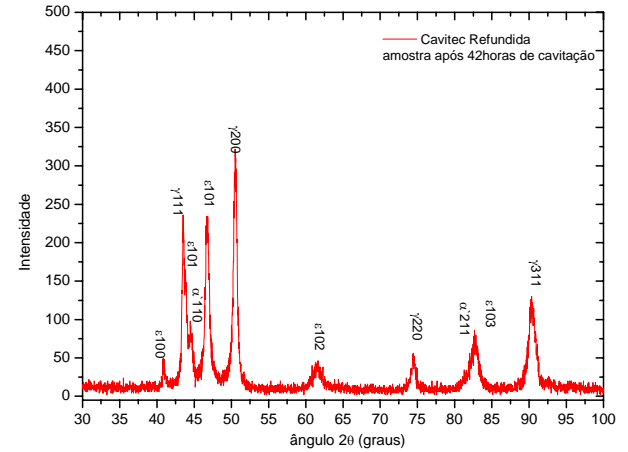


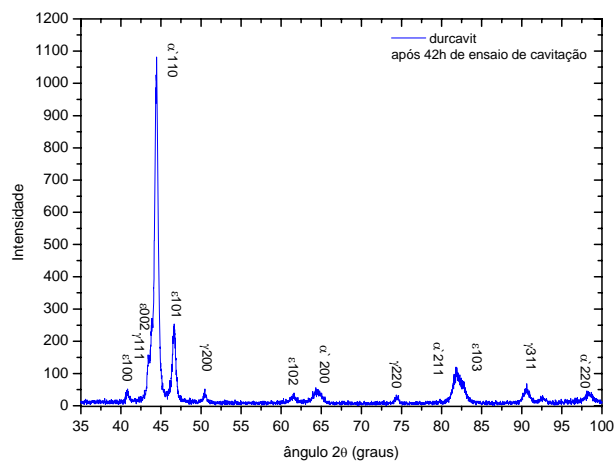
Figura 35 - Resistência à cavitação das ligas estudadas na condição refundida.



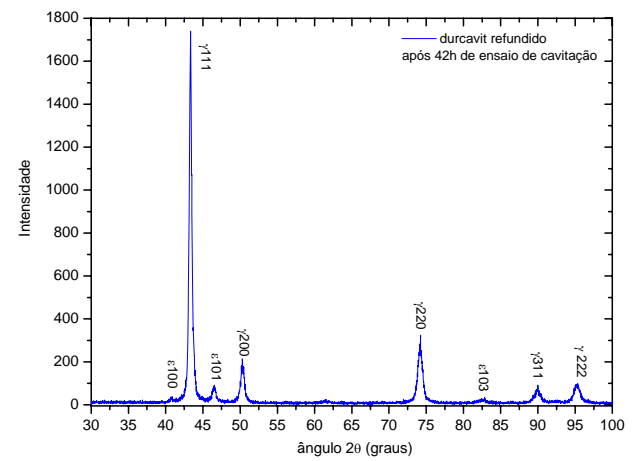
a)



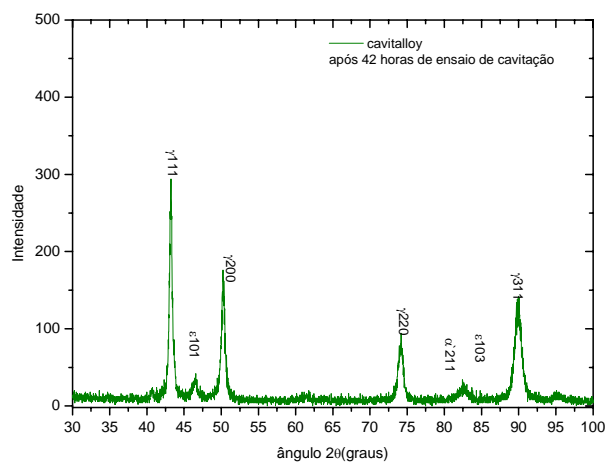
b)



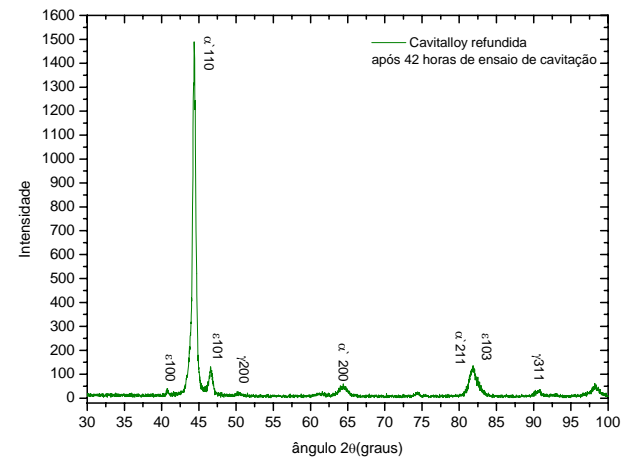
c)



d)



e)



f)

Figura 36 – Difrátogramas das amostras soldadas e refundidas após 42 horas de ensaio de cavitação.

A Figura 36 mostra os difratogramas das ligas soldadas e refundidas após 42 horas de ensaio de cavitação. Observa-se a formação das fases martensita ϵ e martensita α' , induzidas por ação das tensões geradas pela cavitação.

De acordo com PROCOPIAK [15], a proporção (em volume) de cada fase pode ser calculada com as seguintes relações:

$$\text{Volume } \epsilon = \frac{I(101)\epsilon}{0,67.I(110)\alpha + 1,97.I(200)\gamma + I(101)\epsilon}$$

$$\text{Volume } \gamma = 1,97.Vol.\epsilon.I(200)\gamma / I(101)\epsilon$$

$$\text{Volume } \alpha = 0,67.Vol.\epsilon.I(110)\alpha / I(101)\epsilon$$

onde $I()$ são as intensidades dos picos da radiação difratada nos respectivos planos.

As proporções encontradas para as fases presentes em cada liga após 42 horas de cavitação acelerada estão demonstradas na Tabela 18.

Tabela 18 – Volume das fases presentes nas amostras após 42 horas de ensaio de cavitação.

Amostra	Fase ϵ	Fase α'	Fase γ
Cavitec soldada	52,9	30,5	16,6
Cavitec refundida	25,1	7,1	67,8
Cavitalloy soldada	8,9	0,0	91,1
Cavitalloy refundida	11,1	85,6	3,3
Durcavit soldada	23,7	66,9	9,4
Durcavit refundida	16,3	0,0	83,6

Comparando-se as proporções da fase γ na liga Cavitec (16,6% na condição soldada, contra 67,8% na condição refundida) e na liga Durcavit (9,4% na condição soldada, contra 83,6% na condição refundida), verifica-se que a refusão estabilizou a austenita nessas ligas, gerando um retardamento na formação de martensita.

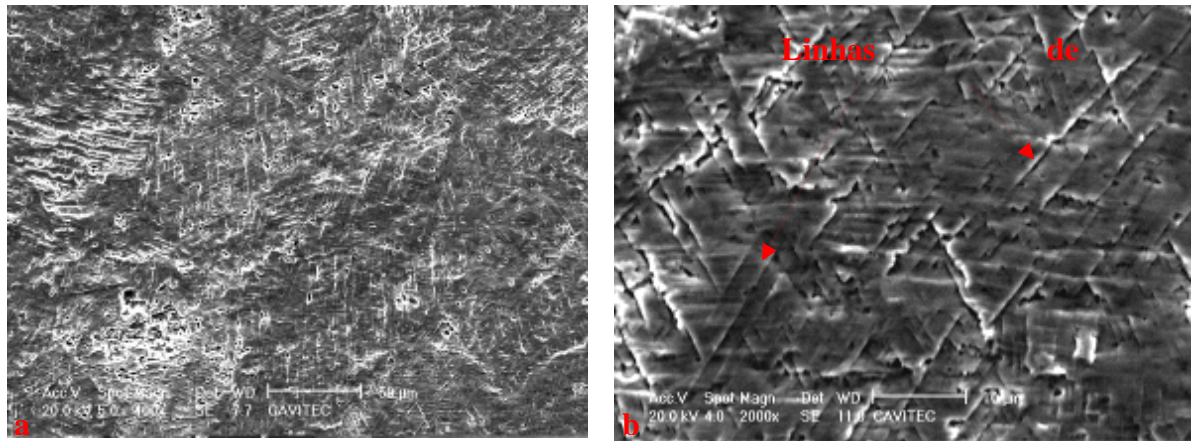


Figura 37 - Aspecto da liga Cavitec como soldada após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.(a) aumento de 400x e (b) aumento de 2000x, destacando as linhas de transformação de fase.

A Figura 37 (a e b) mostra o aspecto da liga Cavitec como soldada após 10 horas de ensaio de cavitação, com aumentos de 400x e 2000x. Neste período do ensaio, onde a amostra se encontra ainda no estágio de incubação, observam-se linhas de transformação bem visíveis (Figura 37 (b)), relacionadas com o mecanismo de absorção de energia por transformação de fase.

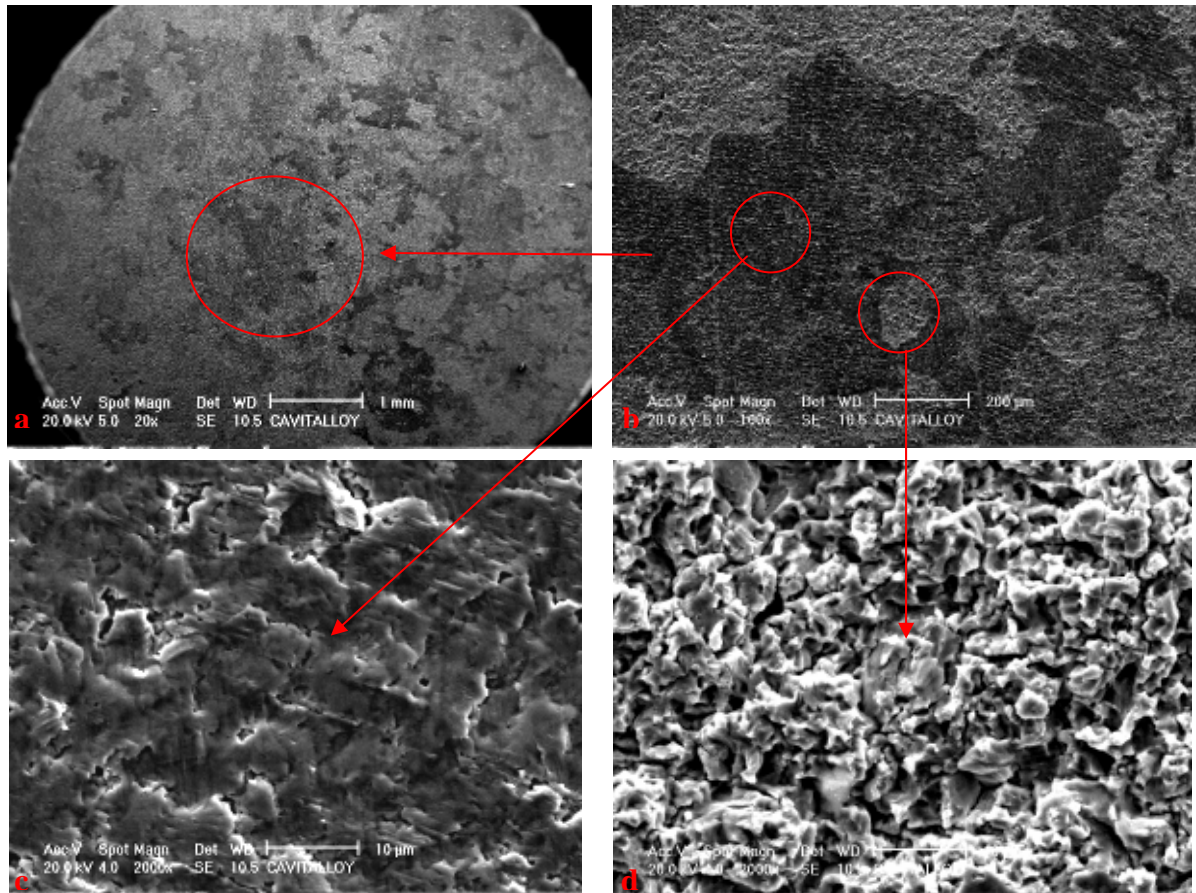


Figura 38 - Aspecto da liga Cavitalloy como soldada 10 horas de ensaio de cavitação acelerada. (a) aspecto geral da superfície da amostra. (b) Ampliação da região central (100x). (c) Ampliação da região mais escura (2000x). (d) Ampliação da região mais clara (2000x).

A Figura 38 mostra o aspecto da liga Cavitalloy após 10 horas de ensaio de cavitação. Podemos observar em (a) que o processo erosivo ocorre em vários pontos da superfície da amostra. Em (b) visualiza-se diferentes regiões, onde as mais claras estão relacionadas com as zonas erodidas. Para esta liga o período de incubação já passou, entrando num regime permanente de perda de massa.

Em 38 (c) vemos uma ampliação da região mais escura, onde ainda é possível visualizar linhas de deformação. Em 38 (d) temos a ampliação da região mais clara, num estágio avançado de perda de massa.

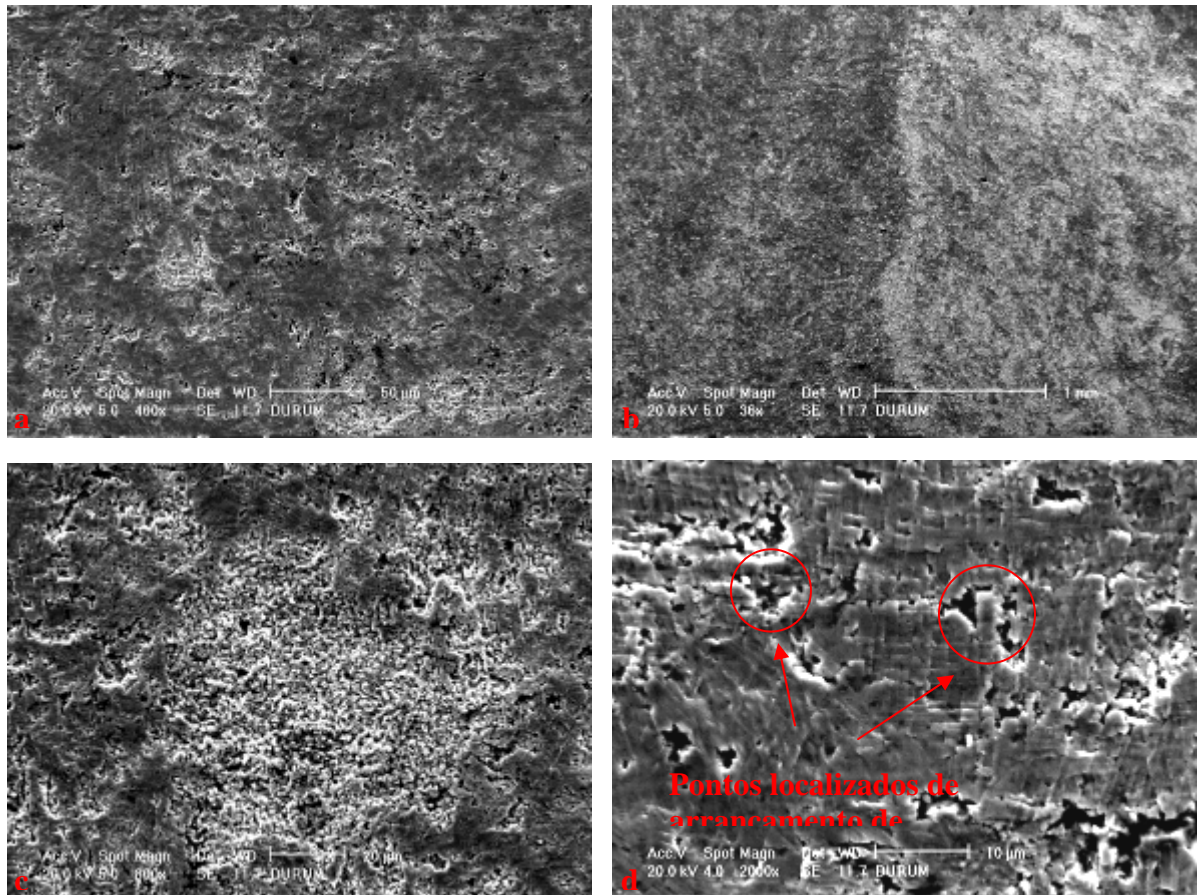


Figura 39 - Aspecto da liga Durcavit após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.

A figura 39 mostra o aspecto da liga Durcavit após 10 horas de ensaio de cavitação. Em 39 (a) tem-se uma visão geral da superfície da amostra, com vários pontos erodidos. A Figura 39 (b) mostra a interface de cordões. Em (c) temos a ampliação da região de maior desgaste erosivo. A Figura 39 (d) representa uma das regiões escuras da amostra, em início de erosão, onde estão visíveis linhas de deformação e pontos localizados de arrancamento de material, provavelmente relacionados com pontos de inclusões.

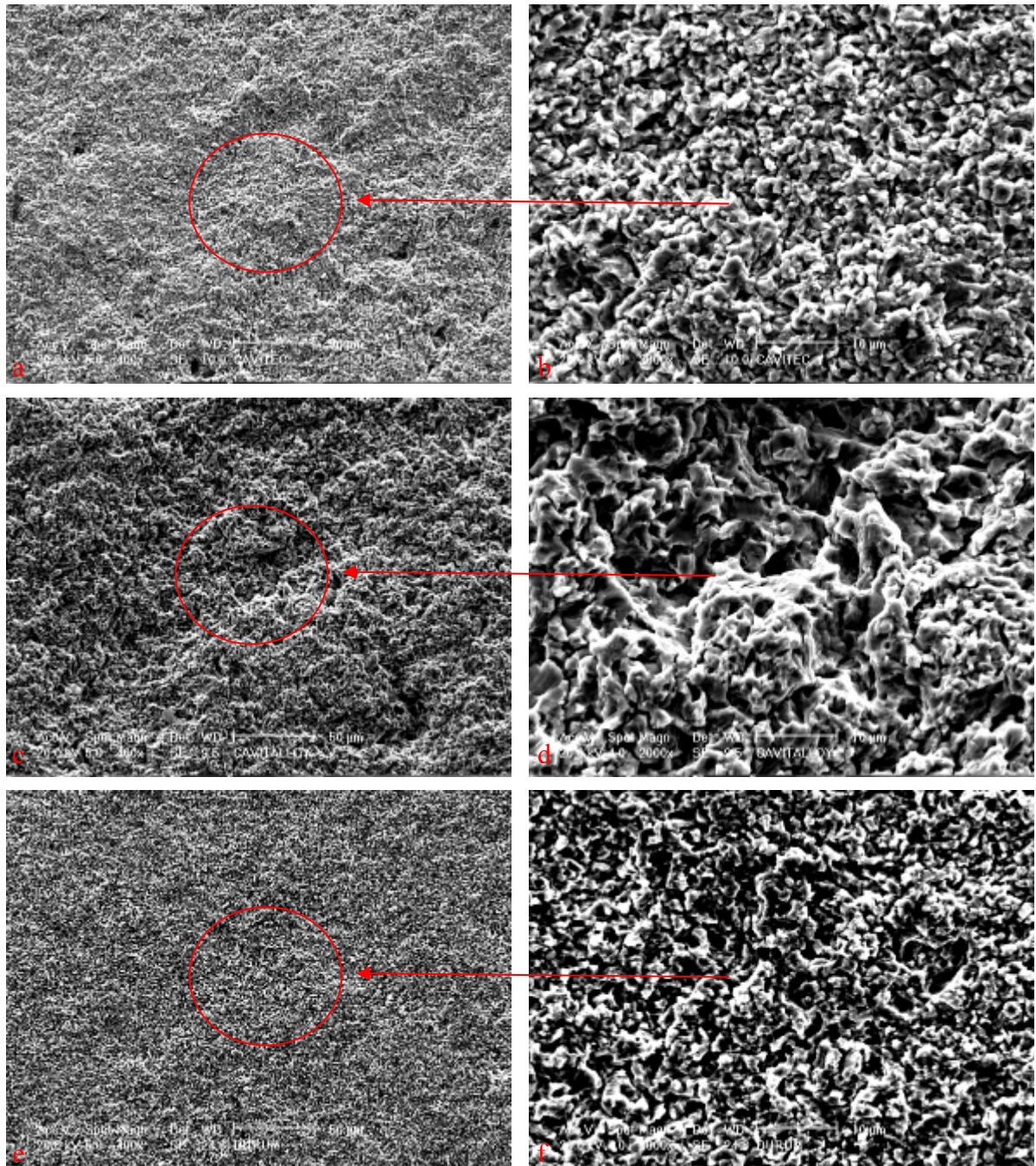


Figura 40 - Aspecto das amostras testadas após 42 horas de ensaio de cavitação acelerada.

A Figura 40 mostra o aspecto das amostras soldadas após o término do ensaio de cavitação (42 horas), onde as três ligas estão em regime máximo de perda de massa. Os aumentos são, respectivamente, de 400x e 2000x. Em 40 (a e b) verifica-se o aspecto da liga Cavitec. Em 40 (c e d) o aspecto da liga Cavitalloy e, em 40 (e e f), a liga Durcavit.

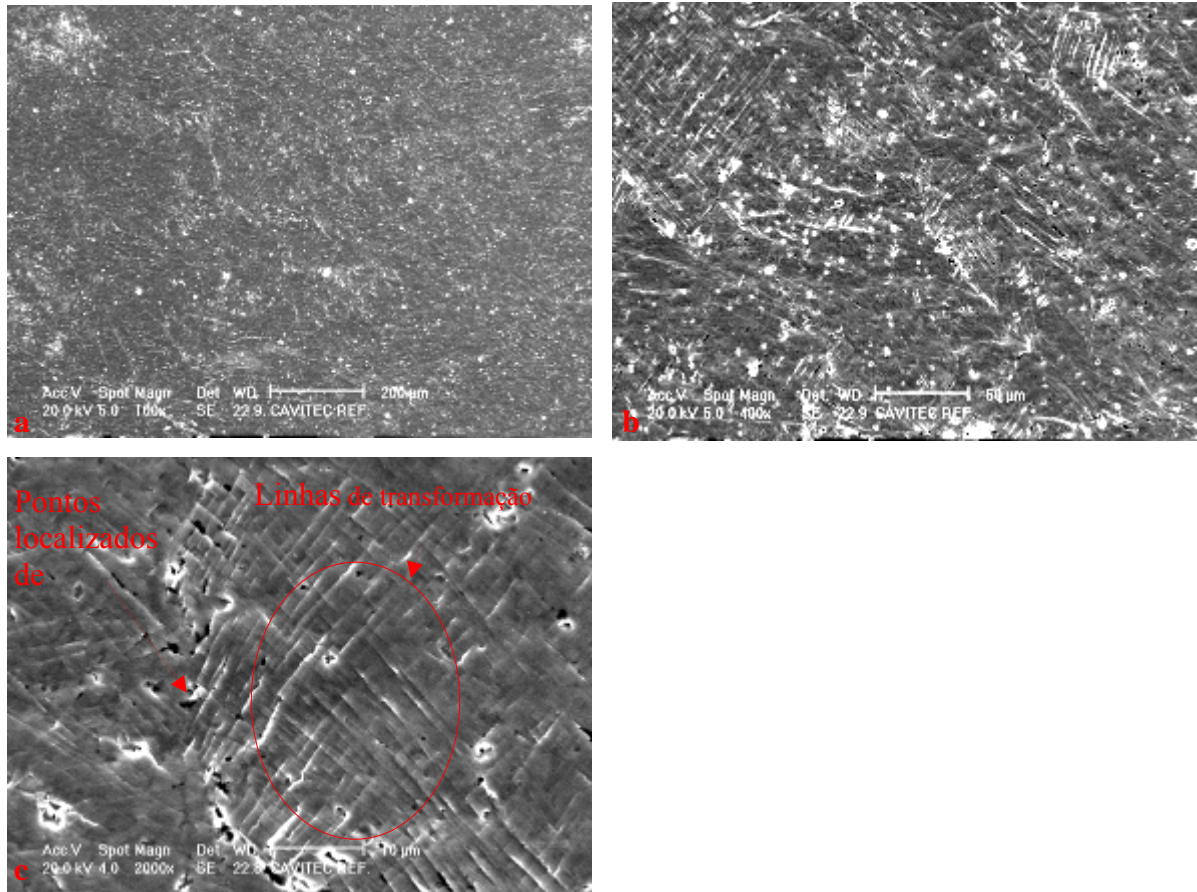


Figura 41- Aspecto da amostra Cavitec refundida após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.

A Figura 41 mostra o aspecto da amostra Cavitec refundida após 10 horas de ensaio de cavitação. Em 41 (a e b) verifica-se o aspecto geral da superfície de ensaio, onde se observam vários pontos dispersos de perda de massa, provavelmente relacionados a pontos de inclusões. Em 41 (c) visualizam-se linhas de deformação e pequenos pontos localizados de perda de massa no contorno de grão.

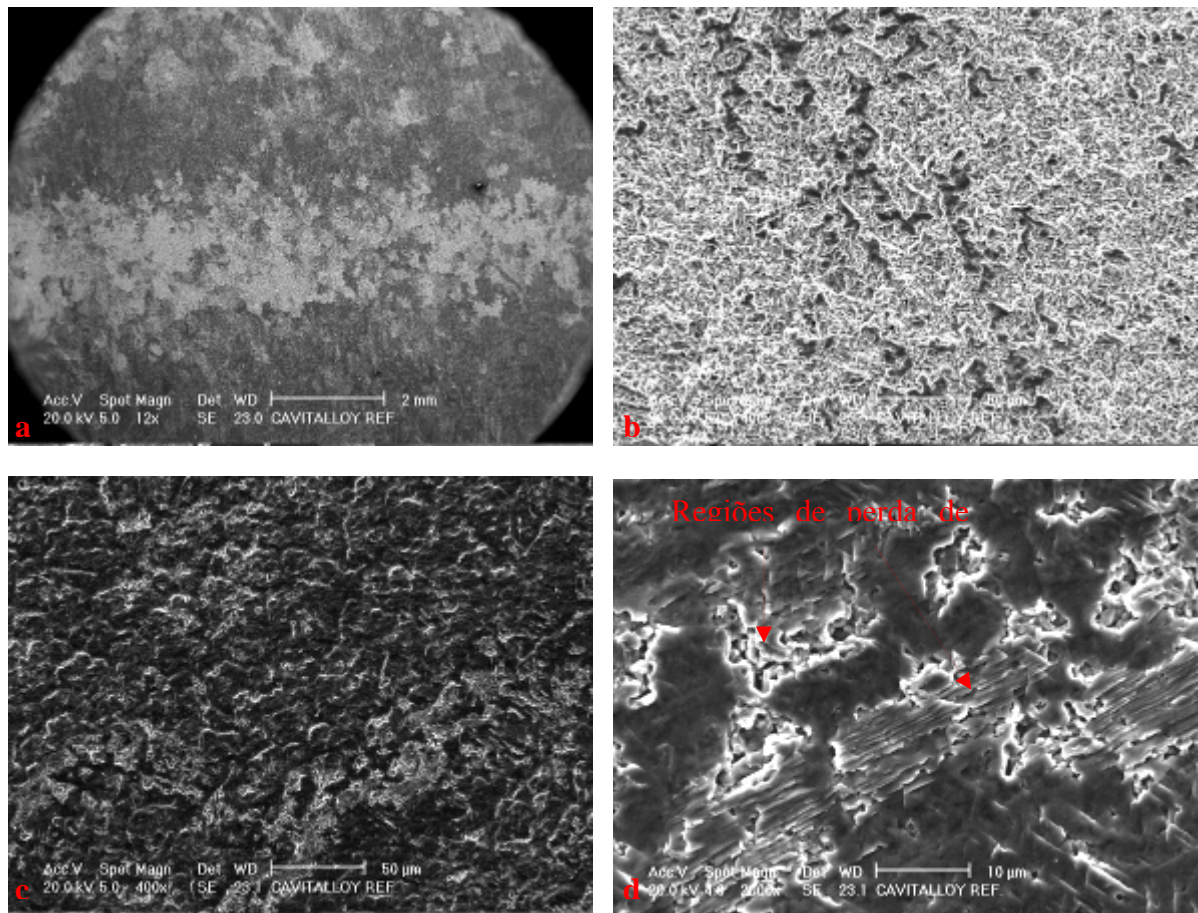


Figura 42- Aspecto da amostra Cavitalloy refundida após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.

A amostra da liga Cavitalloy refundida mostra uma região mais erodida no centro da amostra (parte mais clara), como observado na Figura 42 (a). Isto poderia estar relacionado com uma variação de composição química em relação à região mais escura, o que traria variações tanto na EFE quanto na temperatura M_d , alterando a resistência à cavitação. Esta hipótese foi descartada com uma análise por EDX nas duas regiões, onde não se observa variação significativa dos componentes (Tabela 19). Esta região está em destaque na Figura 42 (b), com ampliação de 400x.

Tabela 19 – Composição química das regiões mais claras e mais escuras da amostra Cavitalloy ref obtida por EDX.

Região mais clara			Região mais escura		
Elemento	% Peso	% Átomos	Elemento	% Peso	% Átomos
SiK	1,199	2,335	SiK	1,367	2,661
CrK	19,794	20,827	CrK	18,934	19,904
MnK	10,137	10,095	MnK	10,303	10,251
FeK	54,8	53,682	FeK	55,024	53,855
CoK	14,07	13,061	CoK	14,372	13,33

Nas Figuras 42 (c e d) tem-se com ampliação de 400x e 2000x, respectivamente, o aspecto da região mais escura da amostra. Em destaque, pontos com início de perda de massa.

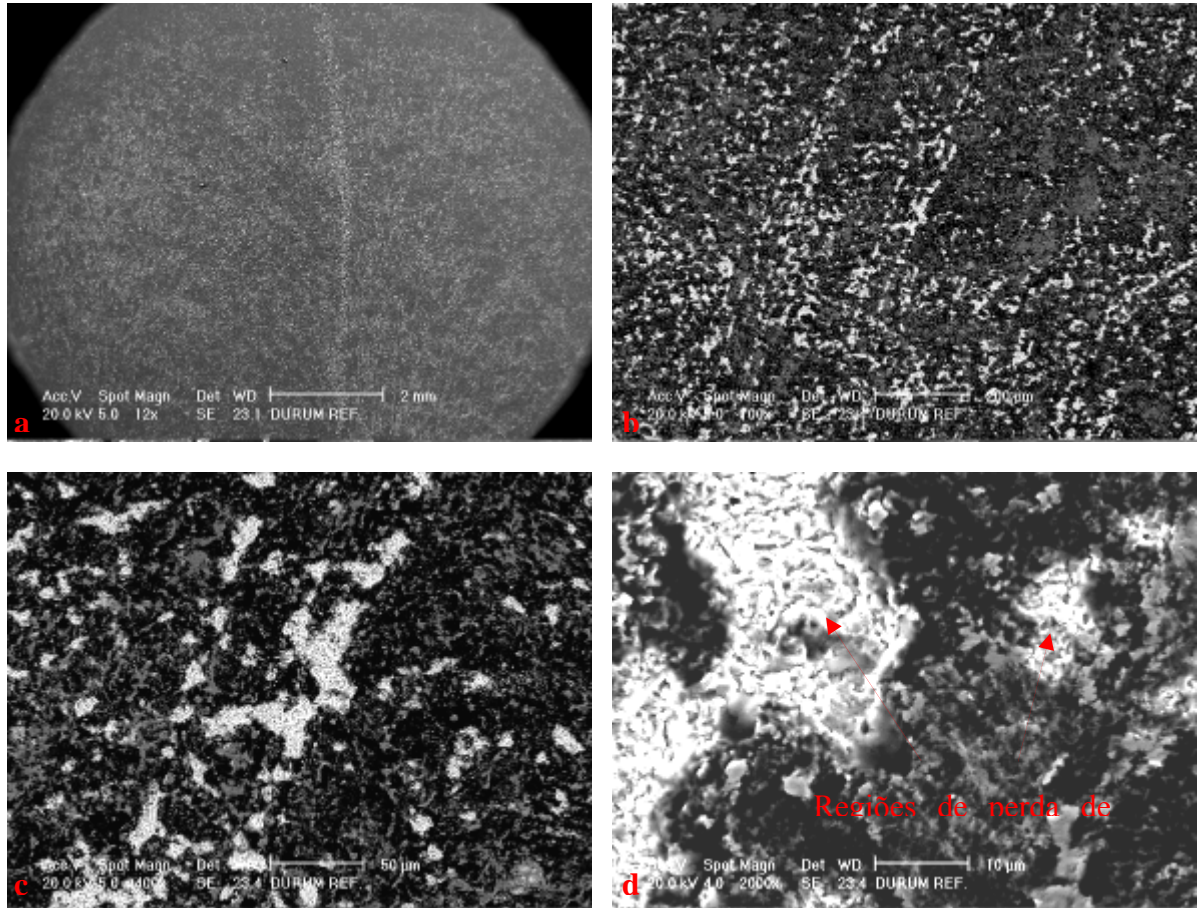


Figura 43- Aspecto da amostra Durcavit refundida após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada.

A figura 43 (a) mostra o aspecto geral da superfície ensaiada da liga Durcavit refundida após 10 horas de ensaio de cavitação. Pode-se observar em 43 (b) que os pontos de erosão estão distribuídos homogeneamente pela superfície ensaiada. Em 43 (d) estão realçados pontos de perda de massa.

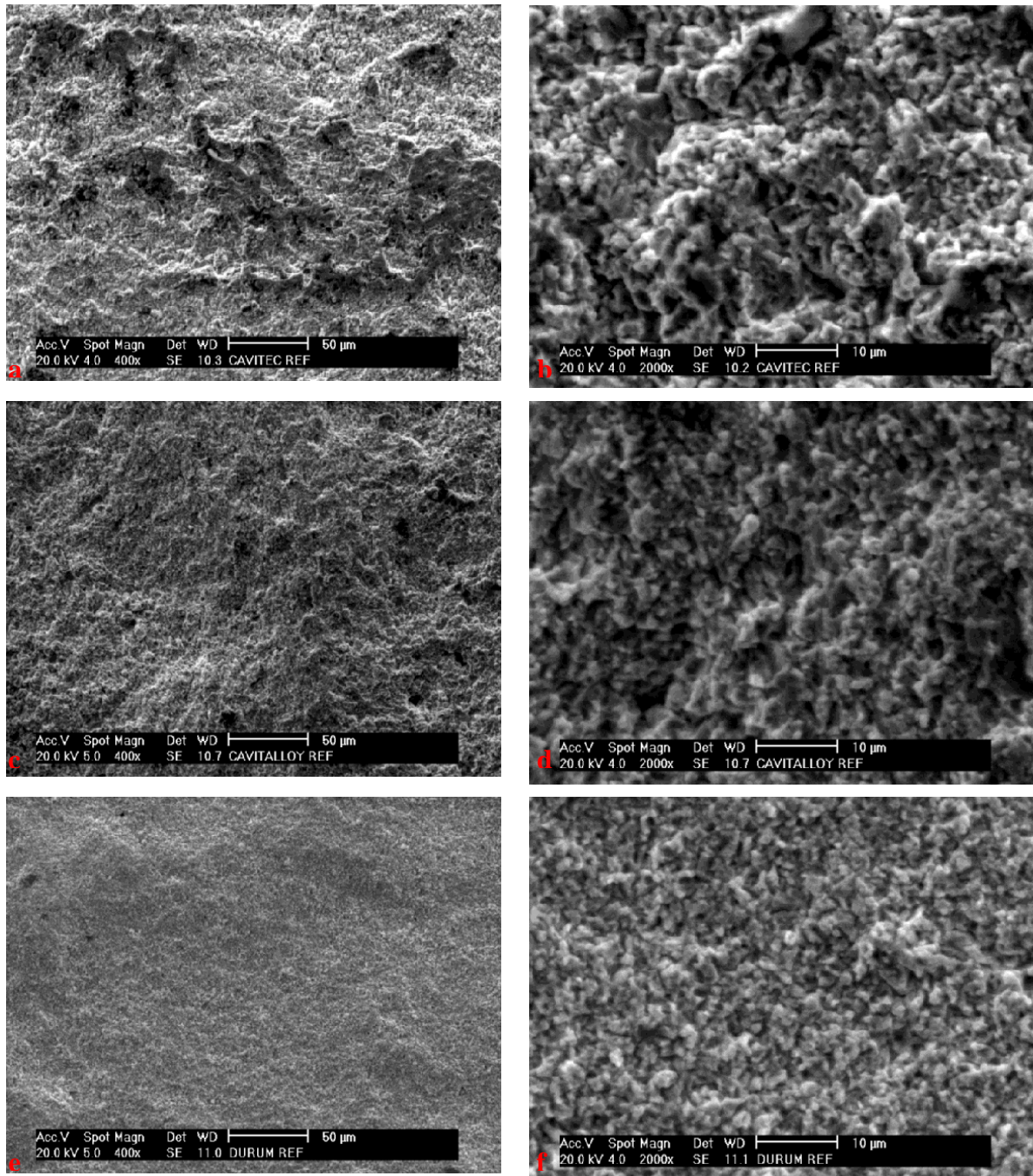


Figura 44 - Aspecto das amostras testadas após 42 horas de ensaio de cavitação acelerada.

A Figura 44 mostra o aspecto das amostras refundidas após o término do ensaio de cavitação (42 horas). Em 44 (a e b) verifica-se o aspecto da liga Cavitec. Em 44 (c e d) o aspecto da liga Cavitalloy e, em 44 (e e f), a liga Durcavit.

5 CONCLUSÃO

5.1 QUANTO À SOLDABILIDADE DAS LIGAS ESTUDADAS

- O processo Plasma-PTA apresentou potencialidade na confecção de revestimentos de boa resistência à cavitação, com resultados semelhantes aos obtidos com a liga Cavitec depositada pelo processo MIG, processo atualmente preferencial.
- Os três arames geraram inclusões em seus depósitos, sendo em maior quantidade na liga Durcavit;
- A soldagem com a liga Cavitalloy apresentou maior estabilidade de arco, sem a ocorrência de respingos;
- A soldagem da liga Durcavit se mostrou mais instável, com muitos respingos e maior tendência à formação de poros;

5.2 QUANTO À RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DAS LIGAS ESTUDADAS

- A liga Cavitec, apesar de ser específica para soldagem MIG, apresentou resistência à cavitação superior entre as ligas estudadas, principalmente na forma refundida, onde obteve 26 horas de período de incubação e taxa de perda de massa de 0,37 mg/hora;
- A liga experimental Durcavit apresentou um baixo período de incubação, principalmente com refusão superficial (7 horas), com taxa de perda de massa de 0,44 mg/hora;
- A liga Cavitalloy não apresentou bons resultados, apesar de ser uma liga comercial específica para soldagem plasma. Na condição soldada obteve uma

taxa de erosão de 0,71 mg/hora, com 9 horas de tempo de incubação, melhorando de forma insuficiente na condição refundida, aumentado o tempo de incubação para 11 horas e taxa de perda de massa de 0,52 mg/hora;

- A técnica de refusão não resultou em refinamento da microestrutura, gerando aumento no tamanho médio dos grãos das três ligas;
- Não foram observadas, nas condições dos ensaios, relações diretas entre dureza, refino de grão e resistência à cavitação;
- Foi possível estabelecer uma relação direta entre menor Energia de Falha de Empilhamento com maior resistência à cavitação;
- A relação da resistência à cavitação com a Temperatura de Transformação Martensítica não foi totalmente comprovada, visto que a liga com menor M_d (Cavitalloy) foi a de menor resistência à cavitação, o que era esperado, mas a liga com maior M_d (Durcavit) teve desempenho intermediário frente ao processo erosivo.

5.3 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar diferentes condições de tratamento de refusão, visando identificar a melhor condição de energia em que se consiga uma boa espessura de camada refundida e refino de grão;
- Realizar depósitos em diferentes posições de soldagem, visando avaliar a soldabilidade das ligas resistentes à cavitação nestas condições.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SIMONEAU, R.: “The Optimum Protection of Hydraulic Turbines Against Cavitation Erosion”. 12th IAHR Symposium, 1984.
- [2] RICHMAN, R. H.; McNAUGHTON, P.: “Correlation of Cavitation Erosion Behavior with Mechanical Properties of Metals”. *Wear*, p. 63-82, 1990.
- [3] BOCCANERA, L.; BARRA, S. R.; BUSCHINELLI, A. J.: “Influência do Acabamento Superficial, Porosidade e Diluição Sobre a Resistência à Cavitação de Revestimentos Soldados”, XXIV ENTS, Fortaleza, 1998.
- [4] RAO, A. S.: “Metallic Overlay Materials for the Optimum Cavitation Performance of Hydraulic Turbines”. Report for CEA 135 G 273, 1987.
- [5] LAMBERT, P.; SIMONEAU, M.; DICKSOM, J. I.: “Cavitation erosion and deformation mechanism of Ni and Co austenitic stainless steels”. Institute of Research of Hydro-Québec, 1987.
- [6] AGENCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA - ANEEL: “Banco de Informações de Geração”, março 2007. Disponível em www.aneel.gov.br. Acesso em 08 mar. 2007.
- [7] CAPRA, A. R. et al.: “Relatório Técnico da Etapa de Aplicação em Campo do Projeto Novos Materiais e Processos. Recuperação de erosão por cavitação da unidade 02 da Usina Hidrelétrica Governador Bento Munhoz da Rocha Neto – UHEGBM”. Lactec, 2005.
- [8] BARRA, S. R.: “Influência dos Procedimentos de Soldagem Sobre a Resistência à Cavitação de Depósitos Obtidos com a Utilização de Arames Tubulares de Aços Inoxidáveis Ligados ao Cobalto”. Florianópolis, 1998. 132 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.

- [9] POHL, M.: "Cavitation Erosion". *Prakt. Metallogr.*, N^o 33, p. 168-187, 1996.
- [10] ASTM: "Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus". Norm G 32-92, p. 97-110, 1992.
- [11] AHMED, S. M.; HOKKIRIGAWA, K.: "Developing Stages of Ultrasonically Prodeced Cavitation Erosion and Corresponding Surface Roughness". *JSME International Journal, Series II*, Vol. 33, N^o 1, 1990.
- [12] REBELLO, J. M.; HÜHNE, H.: "Resistência à Cavitação de Recobrimentos Soldados". *Soldagem & Materiais*, Abr/Jun, 1991.
- [13] ZYLLA, I. M.; HOUGARDY, H. P.: "Cavitation Behavior of a Metastable Cr-Mn-Austenite". *Steel Research* 65, N^o 4, p.132-137, 1994.
- [14] AHMED, S. M.; HOKKIRIGAWA, K.: "SEM Observation of the Cavitation-Fracture Mode During the Incubation Period and the Small Roughness Effect". *JSME International Journal, Series II*, Vol. 34, N^o 3, 1991.
- [15] PROCOPIAK, L. A.: "Resistência à Cavitação de Três Revestimentos Soldados". *Dissertação de Mestrado, UFSC*, 1995.
- [16] SHUMANN, H.: "One Hundred Years of Research on Martensite". *Pract.Met.*, N^o 26, p. 335-352, 1989.
- [17] COLOMBIER, L., HOCHMANN, J.: *Stainless and heat resisting steels*. Edward Arnold Publ. Ltd. 1967.
- [18] FOLKHARD, E.: "Welding Metallurgy of Stainless Steels". *Livro, Springer-Verlag Wien, New York*, 1988.
- [19] NISHIYAMA, Z.: "Martensitic Transfomation". *Livro, Academic Press*, 1978.

- [20] KOU, S.: “Welding Metallurgy”. Livro, John Wiley & Sons, Inc., 1987.
- [21] PAREDES, R.S.C. et al., Relatório: “Efeito dos Processos de Modificação Superficial na Resistência à Erosão de Cavitação” – Projeto TrataSuper, COPEL, 2003.
- [22] MODENESI P., MARQUES P., DOS SANTOS D. “Curso de Metalurgia da Soldagem”. UFMG. 1992.
- [23] TELLES E. Monografia: “Aços Inoxidáveis”. Curso de Especialização em Materiais Metálicos – UFPR, Novembro de 2002.
- [24] BROOKS, J.A., LIPPOLD, J.C. “Selection of Wrought Austenitic Stainless Steels”. ASM International, ASM Handbook. V.6, 1992, p. 456-469.
- [25] LIPPOLD, J.C., KOTECKI, D. “Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels”. John Wiley & Sons, New Jersey, 2005.
- [26] KOTECKI, D.J. “A Martensite Boundary on the WRC-1992 Diagram”. AWS, maio de 1999, p. 180-192.
- [27] KOTECKI, D.J. “A Martensite Boundary on the WRC-1992 Diagram – Part2 – The Effect of manganese”. AWS, dezembro de 2000, p. 346-354.
- [28] MACHADO, I. G. “Soldagem e Técnicas Conexas: Processos”. Porto Alegre: Editado pelo autor, 1996.
- [29] WELDING HANDBOOK. AWS, V. 2 – “Welding Process”. Eighth Edition, 1991.
- [30] PAULA Jr., O. S. “Desenvolvimento e Aplicação da Soldagem Plasma pela Técnica Keyhole”. Dissertação de Mestrado, UFSC, 1997.

- [31] DIAZ, V. M. V. “Influencia de Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma sobre as Características da Solda com Ênfase na Análise da Abertura e no Fechamento do Keyhole”. Dissertação de Mestrado, UFSC, 1999.
- [32] ZHAO, X. “Effect of surface modification processes on cavitation erosion resistance”. 2002. 105 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais Pipe) - Universidade Federal do Paraná, Instituto de Tecnologia Para o Desenvolvimento.
- [33] ROSS, M. “Laser Applications” – Vol 1. Academic Press, New York and London, 1991.
- [34] RAMOUS, E. “Rapid Surface Melting”. Materials Science and Engineering, p. 185-188, 1994.
- [35] HICKEN, G. K. “Gas-Tungsten Arc Welding”. ASTM Handbook. Vol. 6, p. 190-194, 1993.
- [36] PUKASIEWICZ, A. G. M. et al. “Aspersão Térmica ASP das ligas AWS309L e AWS410NiMo e sua resistência à cavitação”. In: XXXII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 2006, Belo Horizonte - MG. Anais do XXXII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 2006.
- [37] KWOK, C. T., MAN, H. C., CHENG, F. T. “Cavitation Erosion of Duplex and Super Duplex Stainless Steels”. Pergamon, Scripta Materialia. Vol. 39, Nº 9, pp. 1229-1236, 1998.
- [38] XIAOJUN, Z. “Phase transformation During Cavitation Erosion of a Co Stainless Steel”. Elsevier, Materials Science and Engineering, 2003.
- [39] PUKASIEWICZ, A. G. M. ; CAPRA, A.R.; PAREDES, R.S.C.; CHANDELIER, J.G. “Influência dos parâmetros de processo na deposição de liga inox com cobalto resistente à cavitação via aspersão térmica”. 61ºCongresso Anual da ABM Internacional, 17 a 20 de julho de 2006, Rio de Janeiro. Anais do 61ºCongresso Anual da ABM Internacional, 17 a 20 de julho de 2006.